



Rui Daniel da Silva
Mendes

Efeito da composição e condições de vazamento na microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular EN-GJS-400-15.



Rui Daniel da Silva
Mendes

Efeito da composição e condições de vazamento na microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular EN-GJS-400-15.

Relatório de estágio apresentado à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais, realizada sob a orientação científica do Professor Doutor Augusto Luís Barros Lopes, coorientação científica da Doutora Erika Judith Cardoso Rodrigues Davim, ambos do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro e com a supervisão do Doutor Rogério Lopes e da Engenheira Catarina Lopes, ambos da empresa *DuritCast*.

o júri

Presidente

Professor Doutor Rui Ramos Ferreira e Silva
Professor Associado, Universidade de Aveiro

Professor Doutor Victor Fernando Santos Neto
Professor Auxiliar Convidado, Universidade de Aveiro

Professor Doutor Augusto Luís Barros Lopes
Professor Auxiliar, Universidade de Aveiro

Agradecimentos

À empresa *DuritCast* por me possibilitar a realização da minha tese de mestrado e contribuir para a minha graduação de Engenheiro de Materiais.

No início do trabalho existiam algumas condicionantes que poderiam colocar em causa o sucesso do mesmo. O estudo da liga EN-GJS-400-15 exigiu a colaboração de todos os trabalhadores do sector da fusão, sendo necessário uma boa relação pessoal e profissional com todos, para o sucesso deste trabalho. Outro fator chave para a realização deste trabalho passava por conciliar ao nível logístico o meu trabalho no setor da fusão. Desta maneira, queria agradecer profundamente a toda a equipa da do setor da fusão, nomeadamente, ao Zé Manel, Sr. Albino, Barbosa, Marvin, Tiago, Paulo, Sérgio e à técnica de laboratório, a D. Manuela. Obrigado por toda a cooperação e por tudo aquilo que me ensinaram. O sucesso deste trabalho também é vosso!

Aos meus orientadores na universidade, Professor Doutor Augusto Luís Barros Lopes e Doutora Erika Judith Cardoso Rodrigues Davim, por toda a disponibilidade e orientação neste trabalho.

Aos meus supervisores na empresa, Doutor Rogério Lopes e Engenheira Catarina Lopes, por toda a disponibilidade e cooperação neste trabalho.

À Engenheira Odete Santos por todos os momentos que disponibilizou para me esclarecer, orientar e partilhar a sua experiência profissional, num sector tão importante e exigente como é o da fusão. Estou profundamente grato.

A todos os meus amigos que me acompanharam na minha viagem académica.

Por último, e não menos importante, à minha família que sem eles a minha formação académica não seria possível.

palavras-chave

Ferro fundido nodular, composição química do fundido, nodularização, inoculação, microestrutura, propriedades mecânicas

resumo

O presente trabalho foi realizado no âmbito do estágio curricular na empresa *DuritCast* e teve como objetivo estudar o efeito da composição química do metal líquido e das condições de vazamento na microestrutura e propriedades mecânicas na liga de ferro fundido nodular EN-GJS-400-15.

Para tal foram acompanhados os vazamentos de 37 colheres de vazamento da liga através de análises químicas ao fundido e caracterizações mecânicas e microestruturais a amostras obtidas no primeiro e último vazamento de cada colher.

Os resultados obtidos permitiram concluir que inicialmente o fundido nos últimos vazamentos das colheres apresentava frequentemente teores em magnésio inferiores aos especificados pela empresa. Para contrariar esta tendência, foram introduzidas algumas alterações ao processo que conduziram a um aumento, por vezes excessivo, do teor de magnésio no fundido e à formação de rechupes durante a solidificação. Este aumento de magnésio no fundido foi compensado por uma redução de até 15 % na quantidade de nodularizante adicionado a cada colher de vazamento, sem perda significativa das características das amostras.

Verificou-se também que a maioria dos resultados dos ensaios mecânicos tinham sido influenciados por um arrefecimento demasiado rápido das amostras que, ao favorecer a formação de cementite em vez de grafite, conduziu a elevados valores de tensão de rotura e dureza e a valores de alongamento bastante inferiores aos exigidos pela norma. Estas dificuldades foram ultrapassadas pela utilização de novas moldações que, garantindo um arrefecimento mais lento das amostras, permitiram obter amostras com as características microestruturais e mecânicas pretendidas.

keywords

Nodular iron cast, chemical composition of the melt, modularization, inoculation, microstructure, mechanical properties.

abstract

This report was developed within a curricular internship at *DuritCast* enterprise and had as the main goal to study the effect of the melt chemical composition and the casting conditions on the microstructure and mechanical properties of nodular cast iron EN-GBS-400-15.

For that, 37 metal pouring ladles were monitored through chemical analysis of the melt and mechanical and microstructural characterization of the samples obtained in the first and last metal pouring in each ladle.

The results obtained allowed to conclude that the melt in the last metal pouring had magnesium contents lower than those specified by *DuritCast*.

To oppose to this trend, changes were introduced in the casting process which have led, in some cases, to an excessive increase of magnesium content in the melt and the formation of solidification cavities. This magnesium increase was compensated by a reduction of up to 15% in the amount of nodulizer added to each pouring ladles without significant loss of the sample characteristics.

It was also found that most of the results of the mechanical tests have been influenced by too rapid cooling of the samples which, by favoring the formation of cementite instead of graphite, led to high values of tensile strength and hardness and to an elongation values considerably lower than those required by the standard specification. These difficulties were overcome by the use of new molds which, promoting a slower cooling of the samples, allowed to obtain samples with the desired microstructural and mechanical characteristics.

Índice

Índice	i
Índice de figuras	iii
Índice de tabelas.....	vii
Capítulo 1 – Introdução	1
1. O ferro fundido	3
1.1. O efeito na composição química	5
1.2. Efeito da velocidade de arrefecimento	9
1.3. Ferros fundidos cinzentos e nodulares.....	10
1.4. O processo de fundição.....	21
1.5. Empresa <i>DuritCast</i>	24
Capítulo 2 – Procedimento experimental	25
2.1. O processo de fusão e vazamento da liga EN-GJS-400-15	27
2.2. Caracterização da liga EN-GJS-400-15	34
2.2.1. Análise da composição química do fundido	35
2.2.2. Análise térmica do fundido	36
2.2.3. Caracterização mecânica	37
2.2.4. Caracterização microestrutural.....	39
Capítulo 3 – Análise e discussão de resultados.....	41
Capítulo 4 – Conclusões.....	71
Capítulo 5 – Sugestões para trabalho futuro.....	75
Referências bibliográficas.....	79

Índice de figuras

Figura 1 - Diagrama de equilíbrio estável Fe-C [2]	3
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio metaestável Fe-C [2].....	4
Figura 3 - Efeito do Si no diagrama de fases Fe-C. O aumento da concentração de Si diminui a solubilidade de carbono na austenite (seta 1); aumenta a temperatura do eutético (seta 2); deslocamento da composição do eutético para menores concentração carbono (seta 3) [1].....	7
Figura 4 - Teores de carbono e silício de ferros fundidos mais comuns [1].....	7
Figura 5 - (a) Cunha em ferro fundido; (b) relação entre a taxa de velocidade de arrefecimento da cunha e a posição da cunha [1].	9
Figura 6 - Evolução da dureza ao longo de uma cunha em ferro fundido [1].....	10
Figura 7 - Grafite com forma de lamelar num ferro fundido cinzento [1].....	11
Figura 8 - Evolução microestrutural de um ferro fundido cinzento [1].....	12
Figura 9 - Célula eutética de ferro fundido cinzento [8].	13
Figura 10 - (A) grafite do tipo A com forma de lamelas uniformemente distribuídas; (B) grafite do tipo B com forma de lamelas com orientação radial em torno de núcleos; (C) grafite do tipo C com veios de grafite proeutética de grande dimensão; (D) grafite do tipo D com veios pequenos e curtos no espaço interdendrítico; (E) grafite do tipo E com os veios orientados segundo o espaço interdendrítico [1].....	14
Figura 11 - Microestrutura de um ferro fundido nodular com matriz ferrítica [1].	15
Figura 12 - Imagens obtidas por microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura de um ferro fundido nodular [1].	15
Figura 13 - Efeito da morfologia da grafite a) nodular e b) lamelar no valor de tensão na interface grafite-matriz [8].....	16
Figura 14 - Crescimento das partículas de grafite nodular e lamelar [8].	17
Figura 15 - Classificação da forma da grafite segundo a norma ISO 945-1 [13].	18
Figura 16 - - Distribuição e tamanho da grafite esferoidal segundo a norma ASTM A247 (Ampliação 100x) [14].....	19
Figura 17 - Percentagem de modularidade segundo a norma ASTM A247 [14].	20
Figura 18 - Linha automática de vazamento da empresa Duritcast. A – Caixas de moldação da linha; B - moldação utilizada para a obtenção dos provetes utilizados na caracterização microestrutural e mecânica; C – local do controlo do fundido na colher de vazamento. ..	27

Figura 19 – Fluxograma do processo de produção de peças em ferro fundido nodular EN-GJS-400-15 da empresa DuritCast.	28
Figura 20 - Carga do forno de fusão. a) Parque de sucata; b) carregamento do carro com eletroímã; c) carregamento do forno; d) fusão da carga.	29
Figura 21 - Remoção da escória da superfície do metal fundido. a) Superfície do metal com escória; b) Slax utilizado para facilitar a remoção da escória; c) escória removida...	30
Figura 22 - Controlo do fundido no forno. a) Solidificação da amostra do metal líquido em coquilha; b) medição da temperatura do fundido; c) análise térmica do fundido; d) análise química da amostra solidificada por espectroscopia de emissão ótica.....	30
Figura 23 - Representação esquemática de uma colher de vazamento de ferro fundido. A letra A identifica a depressão no interior da colher onde é colocado o nodularizante, a “pincha” e o inoculante.....	31
Figura 24 – Sucata de aço (pincha) adicionada à colher de vazamento.	32
Figura 25 - Controlo do fundido na colher de vazamento. a) Transvaze do fundido do forno para a colher de vazamento; b) remoção da escória; c) medição da temperatura do fundido; d) obtenção da amostra para análise química posterior.	33
Figura 26 - Vazamento de peças na linha automática.	34
Figura 27 - Exemplo de informação obtida pela análise térmica.....	37
Figura 28 – Moldação utilizada para obtenção das amostras utilizadas na caracterização mecânica e microestrutural.	38
Figura 29 - Teor em carbono no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 1 a 19. Os valores foram determinados pelo método da combustão direta e as linhas horizontais a tracejado representam os valores máximos e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.	44
Figura 30 - Teor em silício no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 1 a 19. os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais a tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.....	45
Figura 31 - Teor em manganês no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 1 a 19. Os valores foram determinados por OES e a linha horizontal em tracejado representa o valor máximo definido pela empresa para a liga em estudo. .	46
Figura 32 - Teor em magnésio no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 1 a 19. Os valores foram determinados por OES e as linhas	

horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.....	47
Figura 33 - Reação do magnésio com o fundido durante o transvaze do forno para a colher de vazamento.	48
Figura 34 - Imagens obtidas por microscopia ótica da microestrutura de amostras (preparadas sem ataque químico) com diferentes teores em magnésio. a) Amostra com teor em magnésio no intervalo pretendido (do primeiro vazamento da colher 19); b) amostra com teor em magnésio inferior ao pretendido (último vazamento da colher 2)..	49
Figura 35 - Imagens obtida por microscopia ótica da microestrutura da amostra obtida no primeiro vazamento da colher 18. a) sem ataque químico e b) com ataque químico.....	50
Figura 36 - Imagem obtida por microscopia ótica da microestrutura da amostra obtida no primeiro vazamento da colher 4 (após ataque químico).	52
Figura 37 - Teor em carbono no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 20 a 25. Os valores foram determinados pelo método da combustão direta e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.....	56
Figura 38 - Teor em silício no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 20 a 25. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.....	57
Figura 39 - Teor em manganês no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 20 a 25. Os valores foram determinados por OES e a linha horizontal em tracejado representa o valor máximo definido pela empresa para a liga em estudo.....	57
Figura 40 - Teor em magnésio no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 20 a 25. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.....	58
Figura 41 - Rechupes no interior das amostras.	61
Figura 42 - Teor em silício no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 26 a 34. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.....	63

Figura 43 - Teor em manganês no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 26 a 34. Os valores foram determinados por OES e a linha horizontal em tracejado representa o valor máximo definido pela empresa para a liga em estudo.....	63
Figura 44 - Teor em magnésio no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 26 a 34. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.....	64
Figura 45 - Imagens obtida por microscopia ótica da microestrutura de amostras (preparadas com ataque químico) arrefecidas com velocidades distintas. a) Amostra arrefecida até à temperatura ambiente no interior da moldação (13 % de perlite); b) amostra desmoldada após 30 min do vazamento (75 % de perlite).	67
Figura 46 - Moldação utilizada na obtenção das amostras das colheres 35 a 37	68
Figura 47 - Imagens obtidas por microscopia ótica da microestrutura de uma amostra obtida com a nova moldação a) após polimento e b) após polimento e ataque químico..	68

Índice de tabelas

Tabela 1 - Principais tipos de ferros fundidos obtidos por vazamento [1].	5
Tabela 2 - Efeito de alguns elementos de liga na precipitação de grafite e cementite [1].	8
Tabela 3 - Gama de valores de tensão de cedência, tensão de rotura e alongamento em tração uniaxial definidos pela norma DIM EN 1563 para peças vazadas da liga EN-GJS-400-15 [15].	21
Tabela 4 - Composição química do Slax. Percentagens em peso.	29
Tabela 5 - Composição química dos materiais adicionados na colher de vazamento. Percentagens em peso.	32
Tabela 6 - Informação recolhida durante a produção da liga em estudo.	34
Tabela 7 - Quantidade de nodularizante, sucata de aço e inoculante adicionado às colheres de vazamento de 1 a 19.	43
Tabela 8 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 1 a 19. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores	51
Tabela 9 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no último vazamento das colheres 1 a 19. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio, relativamente aos valores máximos definidos pela empresa para a liga em estudo.	53
Tabela 10 - Quantidade de nodularizante, sucata de aço e inoculante adicionado às colheres de vazamento 20 a 25.	55
Tabela 11 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 20 a 25. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores	59
Tabela 12 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 20 a 25. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.	60

Tabela 13 - Quantidade de nodularizante, sucata de aço e de inoculante adicionado às colheres de vazamento 26 a 34.	62
Tabela 14 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 26 a 34. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.	65
Tabela 15 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no último vazamento das colheres 26 a 34. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.	66
Tabela 16 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 35 a 37. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.	69
Tabela 17 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no último vazamento das colheres 35 a 37. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.	70

Capítulo 1 – Introdução

1. O ferro fundido

Estima-se que os primeiros produtos em ferro tenham sido produzidos nos 1200 a.C., aproximadamente. Este elemento é um dos mais abundantes no planeta e está presente na crosta terrestre, geralmente sob a forma de óxido. Desta maneira, é necessário o processamento prévio que envolve a fusão em condições redutoras para se obter o respectivo metal [1].

Os ferros fundidos são ligas de ferro e carbono, cuja composição química típica é próxima à composição eutética do diagrama de equilíbrio ferro-carbono (figura 1). No caso de a quantidade de carbono ser inferior a cerca de 2 % em peso, a liga é designada por aço.

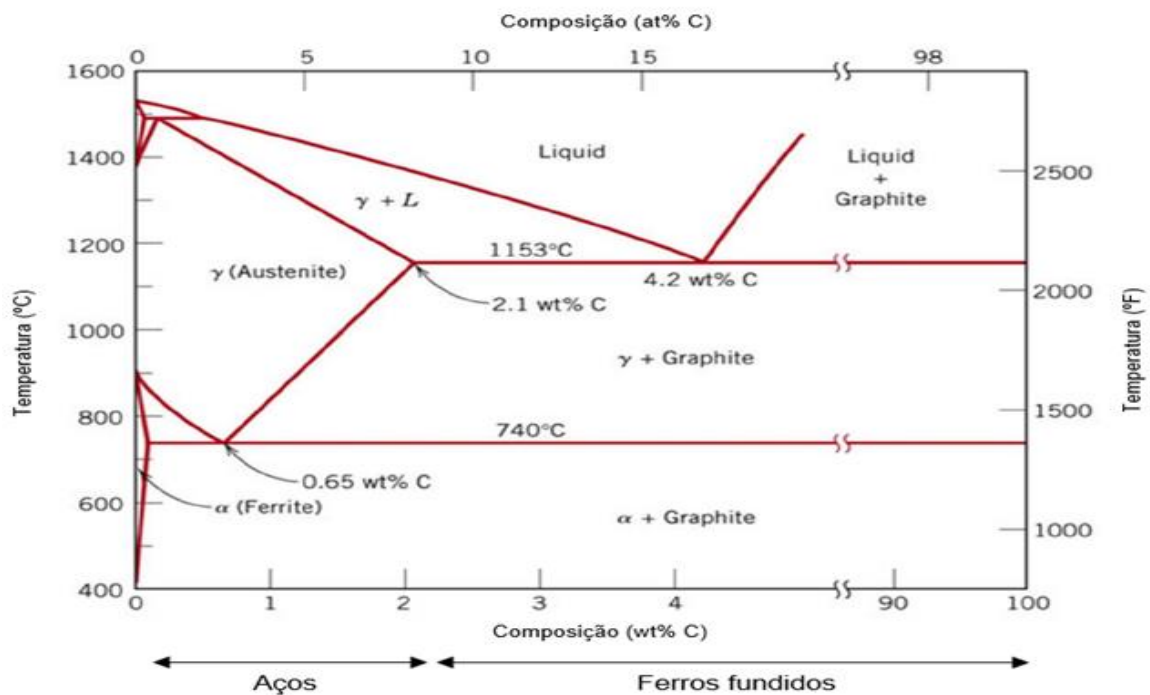


Figura 1 - Diagrama de equilíbrio estável Fe-C [2]

O carbono pode estar presente no ferro em três formas: em solução sólida, na forma de cementite (Fe_3C) e na forma de grafite. Os ferros fundidos sem grafite (com Fe_3C) apresentam uma cor clara na sua superfície de fratura, sendo designados por ferros fundidos brancos. Neste caso, o equilíbrio é descrito pelo diagrama metastável Fe- Fe_3C .

(figura 2). Se os ferros fundidos possuírem grafite, apresentam uma cor acinzentada na superfície de fratura, e são designados por ferros fundidos cinzentos [1].

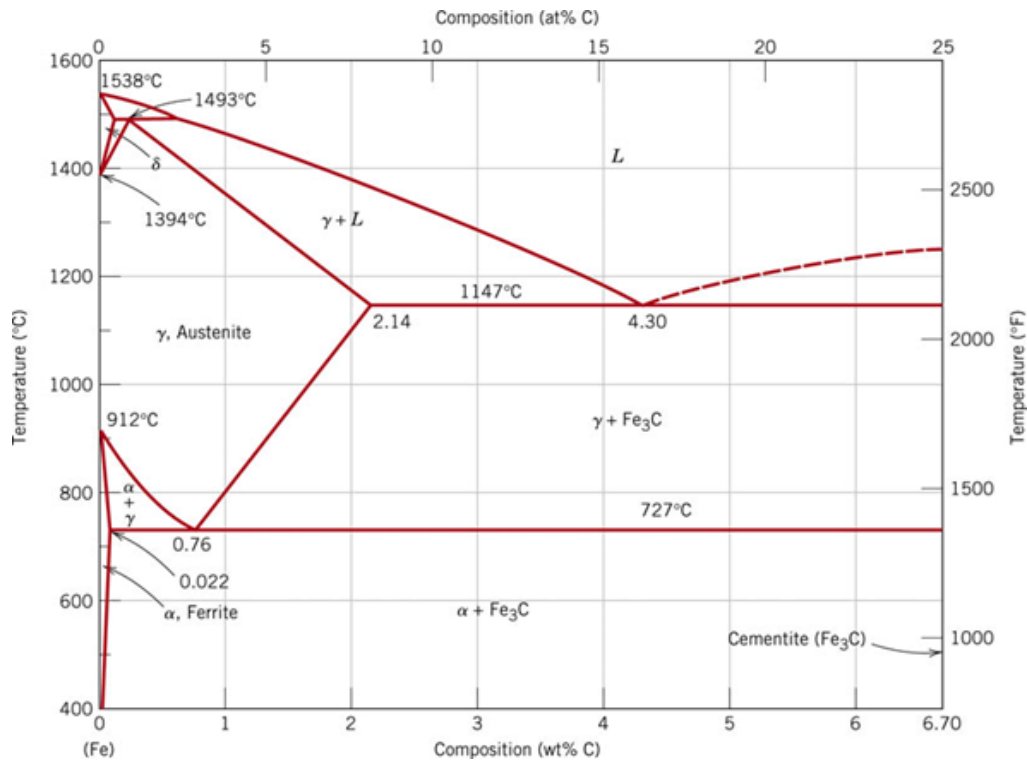


Figura 2 - Diagrama de equilíbrio metaestável Fe-C [2].

Os ferros fundidos podem também ser classificados como hipoeutéticos (quando o teor em carbono é inferior ao da composição eutética) e hipereutéticos (quando o teor em carbono é superior ao da composição eutética). Para além do carbono, estas ligas apresentam também um ou mais elementos, designados por elementos de liga. Os mais frequentes são o silício, manganês, enxofre e o fósforo. A presença destes elementos altera a composição e temperatura do eutético, a microestrutura e as propriedades finais da peça. O efeito combinado destes elementos no diagrama de fases Fe-C, é geralmente descrito pelo teor de carbono equivalente (CE) [3]:

$$CE = \% C + \frac{1}{3}(\% Si + \% P)$$

Equação 1

em que %C, %Si e %P são, respetivamente, as percentagens ponderais de carbono, silício e fósforo.

A forma como o carbono se apresenta (Fe_3C ou grafite) e a morfologia da grafite determinam o tipo de ferro fundido (tabela 1). Os principais fatores que determinam a formação de grafite ou de cementite são a composição química e a velocidade de arrefecimento do metal fundido.

Tabela 1 - Principais tipos de ferros fundidos obtidos por vazamento [1].

Tipo de ferro fundido	Fase mais rica em carbono	Matriz
Cinzentos	Grafite lamelar	Ferrite e/ou perlite
Nodular	Grafite nodular	Ferrite e/ou perlite
Com grafite compacta	Grafite compacta	Ferrite e/ou perlite
Branco	Cementite	Perlite e/ou martensite

As características do ferro fundido dependem da natureza e quantidade das fases formadas. A cementite (incluindo a que se encontra a formar a perlite) é uma fase que confere ao material uma elevada dureza, mas uma reduzida tenacidade. Pelo contrário uma elevada quantidade de ferrite, confere ao ferro fundido uma reduzida dureza, mas elevada tenacidade. A grafite confere uma elevada condutividade térmica, característica importante em aplicações de blocos de motor ou peças de sistemas de freio de veículos. A presença da grafite na microestrutura amortecia as vibrações e atua como lubrificante durante a maquinação, tornando os materiais mais fáceis de maquinar e proporcionando um acabamento superficial de qualidade [1,4,5].

1.1. O efeito na composição química

O efeito da composição química na formação de cementite ou grafite, está essencialmente relacionado com a estabilidade da cementite. No caso de os elementos de liga favorecerem a precipitação do carbono na forma de grafite, dizem-se grafitizantes. Se favorecerem a precipitação da cementite, dizem-se antigrafitizantes. Entre os elementos de

liga que mais influenciam as características dos ferros fundidos encontra-se o carbono, o silício, o enxofre, o manganês e o fósforo.

- **Carbono**

A maioria dos ferros fundidos são hipoeutéticos, o que significa que possuem cerca de 2 a 4 % em peso de carbono. A sua quantidade é determinante na quantidade de grafite (ou, no caso dos ferros fundidos branco, de cementite) formada e, conseqüentemente, nas propriedades do ferro fundido.

- **Silício**

Para além do carbono, o elemento mais importante nos ferros fundidos é o silício. Este elemento reduz a estabilidade da cementite e favorece a sua decomposição em ferrite e grafite. Com efeito, este elemento promove as seguintes alterações (figura 3) [1,4,5]:

- Diminui a solubilidade do carbono na austenite, promovendo teores superiores de carbono no líquido;
- Aumenta a diferença entre as temperaturas do eutético estável e metastável e aumenta o campo de estabilidade da grafite, favorecendo assim a sua precipitação;
- Desloca a composição do líquido eutético para menores concentrações de carbono.

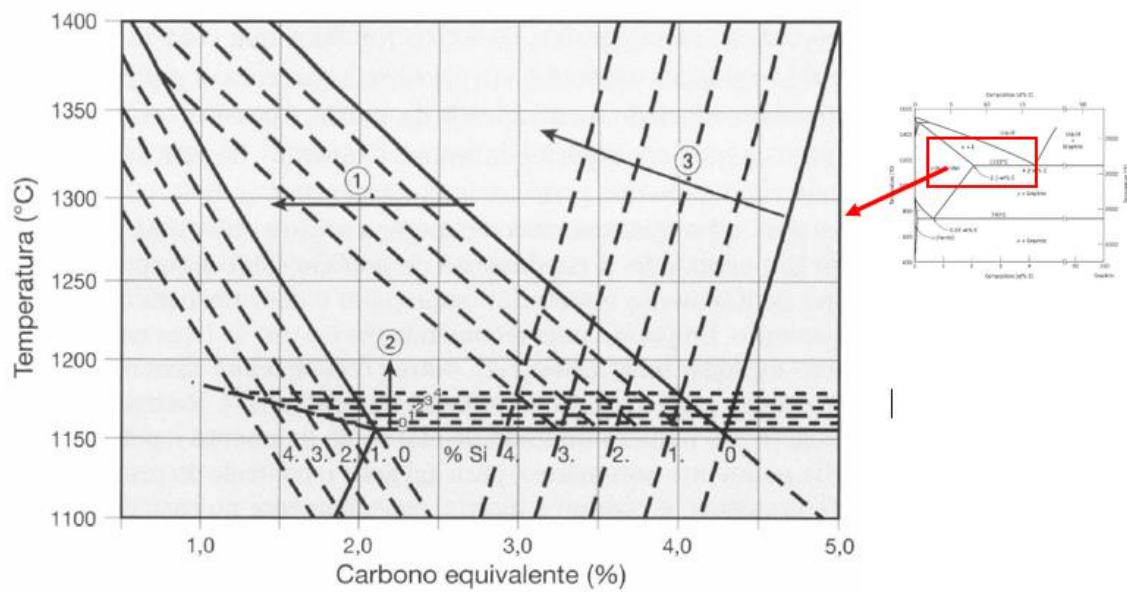


Figura 3 - Efeito do Si no diagrama de fases Fe-C. O aumento da concentração de Si diminui a solubilidade de carbono na austenite (seta 1); aumenta a temperatura do eutético (seta 2); deslocamento da composição do eutético para menores concentração carbono (seta 3) [1].

A figura 4 apresenta a gama de valores de típicos em carbono e silício dos vários tipos de ferro fundido.

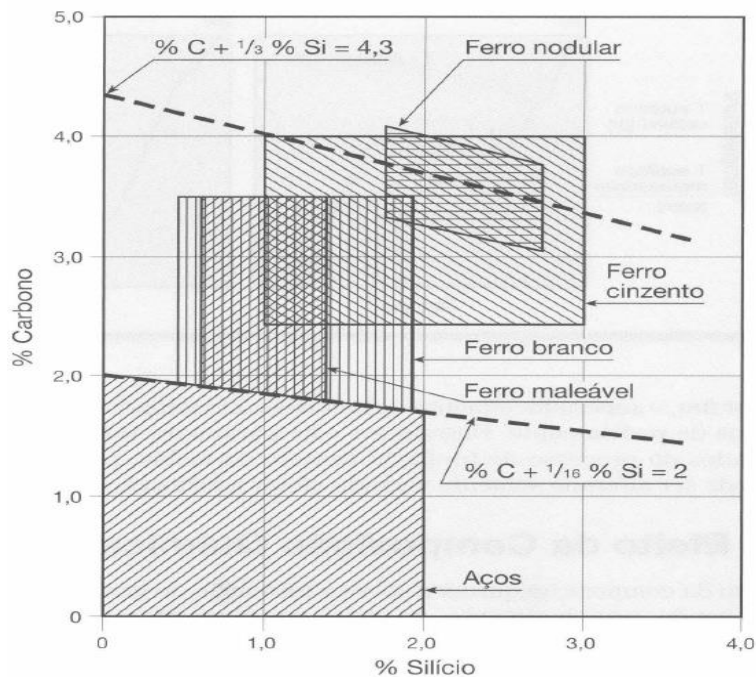


Figura 4 - Teores de carbono e silício de ferros fundidos mais comuns [1].

- **Enxofre**

O enxofre é um elemento importante na morfologia da grafite formada e, consequentemente, nas propriedades do ferro fundido. Elevados teores de enxofre no fundido favorecem a precipitação de grafite lamelar. Pelo contrário, teores reduzidos deste elemento favorecem a formação de grafite nodular [1,6].

- **Manganês**

O principal objetivo deste elemento de liga é neutralizar a ação do enxofre, formando MnS. O manganês dificulta também a decomposição da cementite e pode anular a ação do silício quando está em teores elevados, originando ferros brancos [1,6].

- **Fósforo**

O fósforo em teores reduzidos funciona como agente facilitador da precipitação da grafite. Para valores mais elevados funciona como estabilizador da cementite. Além disso, aumenta a fluidez do metal líquido, sendo possível obter peças com paredes mais finas e contornos mais nítidos. Este elemento pode fragilizar a peça obtida, originando Fe₃P que possui uma baixa temperatura de fusão [1].

Na tabela 2 é apresentado uma lista com elementos que favorecem a precipitação de grafite ou da cementite.

Tabela 2 - Efeito de alguns elementos de liga na precipitação de grafite e cementite [1].

Favorece a precipitação da grafite	Favorece a precipitação da cementite
Carbono	Manganês
Estanho	Crômio
Fósforo	Molibdênio
Silício	Vanádio
Alumínio	Tungstênio
Cobre	-
Níquel	-

1.2. Efeito da velocidade de arrefecimento

A precipitação de grafite no ferro fundido é favorecida por uma velocidade de arrefecimento mais lenta do fundido. Pelo contrário, velocidades mais rápidas durante a solidificação favorecem a precipitação de cementite e a obtenção de ferros fundidos brancos.

As dimensões da peça a ser produzida e a moldação são dois fatores que influenciam a velocidade de arrefecimento. Para peças de grande dimensão, a velocidade de arrefecimento é menor. Pelo contrário, se a moldação for metálica, a velocidade de arrefecimento é maior. Um exemplo prático usado para verificar a sensibilidade do ferro fundido à velocidade de arrefecimento é a fundição de cunhas. A secção mais fina da cunha solidifica mais rapidamente do que a zona com maior espessura, favorecendo a obtenção de ferro fundido branco. À medida que a espessura vai aumentando forma-se ferro fundido cinzento (figura 5). Estas alterações microestruturais resultam numa variação das propriedades mecânicas ao longo da cunha (figura 6) [1].

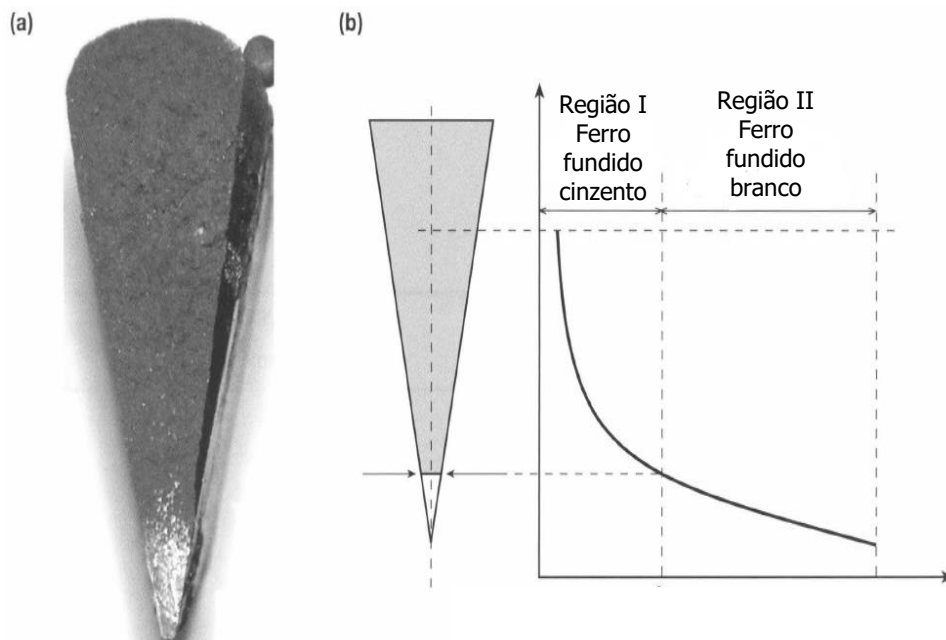


Figura 5 - (a) Cunha em ferro fundido; (b) relação entre a taxa de velocidade de arrefecimento da cunha e a posição da cunha [1].

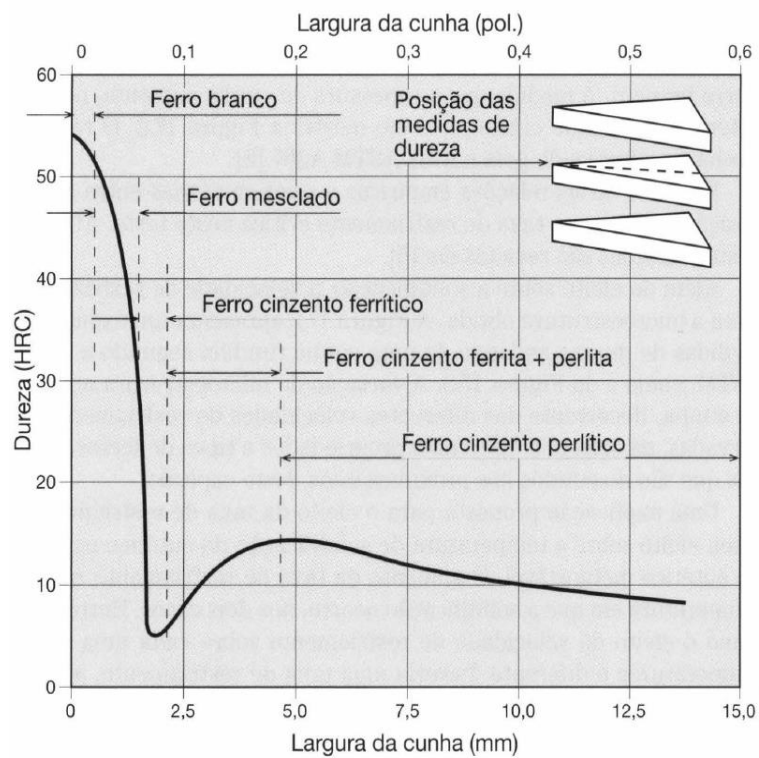


Figura 6 - Evolução da dureza ao longo de uma cunha em ferro fundido [1].

1.3. Ferros fundidos cinzentos e nodulares

Os ferros fundidos cinzentos são caracterizados pela presença de grafite com morfologia lamelar (figura 7).

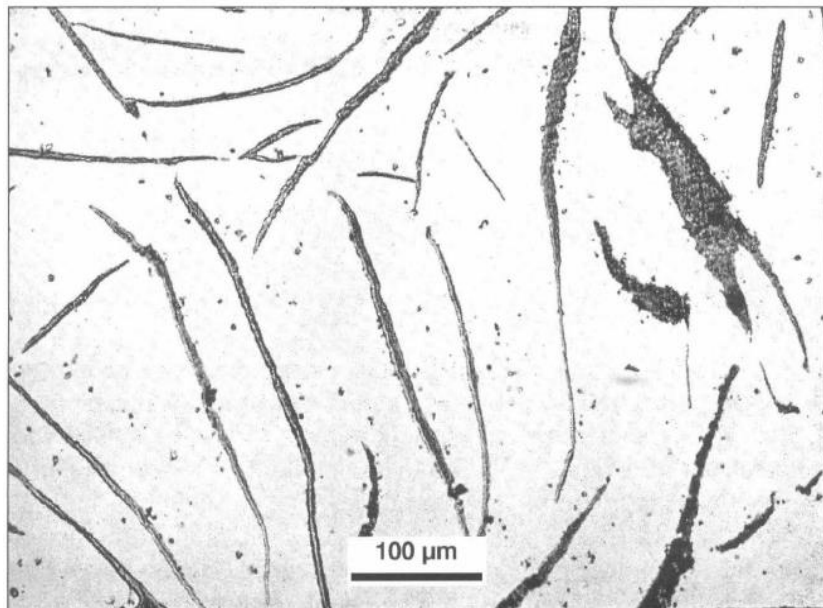


Figura 7 - Grafite com forma de lamelar num ferro fundido cinzento [1].

Na figura 8 é apresentada uma curva de arrefecimento obtida por análise térmica durante a solidificação de um ferro fundido cinzento hipoeutético. Primeiro ocorre a nucleação de dendrites de austenite proeutética e o consequente enriquecimento do líquido em carbono. Quando a composição do líquido atinge a composição eutética deveria ocorrer a precipitação da austenite e grafite eutéticas, mas esta é retardada, ocorrendo apenas a temperaturas inferiores à temperatura eutética estável (TEE). Na origem deste sobrearrefecimento está uma reduzida taxa de nucleação do fundido a temperaturas próximas de TEE e que só se torna significativa a temperaturas inferiores. Após a nucleação ocorre o crescimento das partículas, dando lugar a grãos que, no seu conjunto, constituirão o ferro fundido. Este processo de nucleação e crescimento ocorre com libertação do calor latente de solidificação, dando origem a um aumento temporário da temperatura (recalescência) que tenderá a igualar TEE. No entanto, se o calor libertado na transformação líquido-sólido for extraído do sistema rapidamente, a temperatura TEE não será atingida [7].

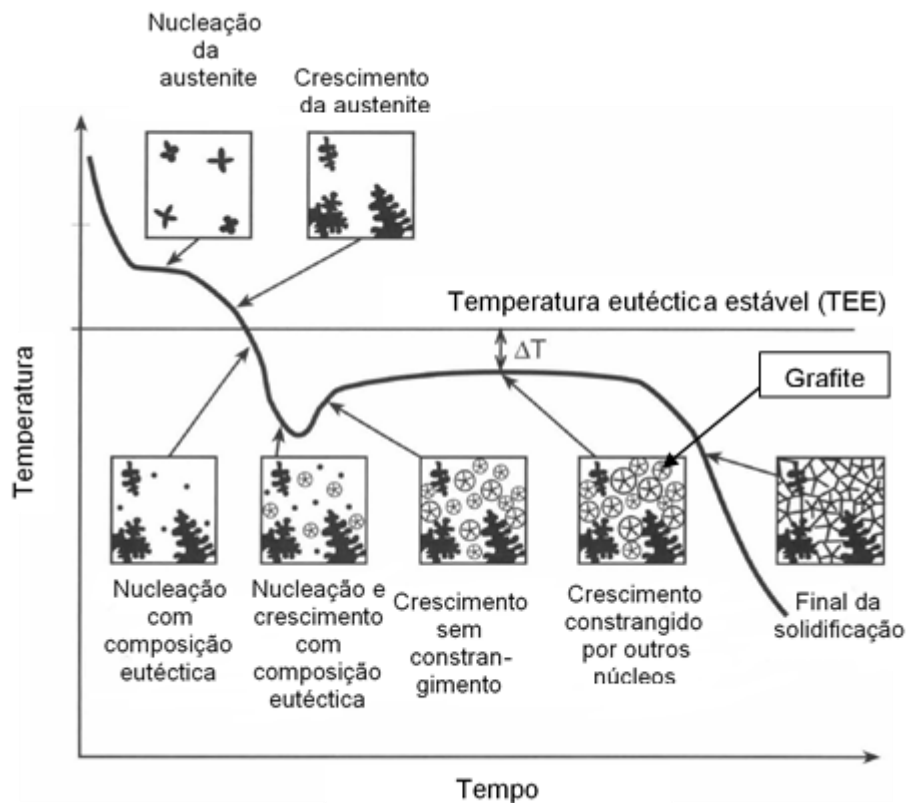


Figura 8 - Evolução microestrutural de um ferro fundido cinzento [1].

Nos ferros fundidos cinzentos, a solidificação da composição eutética segundo o sistema estável ocorre com a formação e crescimento de células eutéticas, em que cada núcleo de grafite é envolvido por austenite eutética (figura 9). O número e a velocidade de crescimento destas células determinam o andamento da curva de arrefecimento. Numa etapa inicial, este processo é rápido porque ocorre sem constrangimento, mas, conforme o líquido eutético vai solidificando, a velocidade de solidificação e o calor libertado diminui progressivamente até que toda a liga se encontre no estado sólido. Após a solidificação completa, a microestrutura do ferro fundido hipoeutético é definida por uma matriz contínua de austenite (proeutética e eutética) e grafite (eutética). No caso da presença de impurezas ou outros elementos de liga poderá formar-se também outras fases [7].

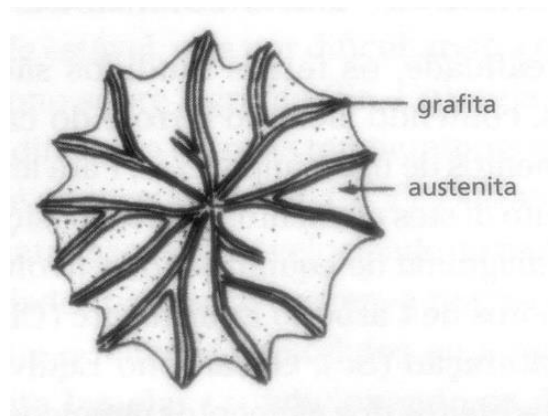


Figura 9 - Célula eutética de ferro fundido cinzento [8].

Quanto maior o sobreaquecimento do fundido durante a solidificação, menor será a diferença de temperatura do líquido relativamente à temperatura eutética do sistema metaestável (TEM) e mais favorável se torna a precipitação do carbono sob a forma de cementite. Assim, a precipitação do carbono sob a forma de grafite é favorecida pela adição de elementos que aumentem a diferença das temperaturas TEE e TEM (elementos grafitizantes) e pela diminuição do grau de sobreaquecimento. Esta última condição pode ser conseguida pela diminuição da velocidade de arrefecimento do metal líquido e/ou pela adição ao fundido de substâncias (inoculantes) que facilitem a nucleação no início da solidificação [7].

Na prática, dado que a ação do inoculante (geralmente ligas de ferro e silício contendo ou não outros elementos, tais como o cálcio, bário, terras raras, etc.) diminui de uma forma relativamente acentuada com o tempo, a etapa de inoculação deverá ocorrer pouco tempo antes do vazamento do líquido para a moldação [1,4,5].

Para além de favorecerem a precipitação da grafite, a adição de inoculantes ao fundido, promovem uma maior nucleação que origina partículas de grafite menores e uma microestrutura final mais refinada. Estas características, juntamente com a quantidade e forma das partículas de grafite, condicionam as propriedades das peças de ferro fundido [1].

No caso da grafite lamelar, presente nos ferros fundidos cinzentos, são definidos cinco tipos diferentes (de A a E) de grafite (figura 10). A grafite do tipo A, na forma de lamelas são uniformes e com uma distribuição bastante homogênea, conferindo melhores propriedades mecânicas. Este tipo de grafite forma-se em ferros fundidos bem inoculado arrefecidos a taxas moderadas. A grafite do tipo B apresenta uma forma e distribuição

menos homogênea, em resultado de uma nucleação insuficiente. A grafite do tipo C ocorre em ferros hipereutéticos quando existe nucleação primária de grafite. Esta grafite pode diminuir a resistência mecânica e originar defeitos na superfície de peças maquinadas. A morfologia das grafites dos tipos D e E são lamelas heterogeneamente distribuídas na matriz, devido principalmente a um arrefecimento rápido e uma nucleação insuficiente [1].

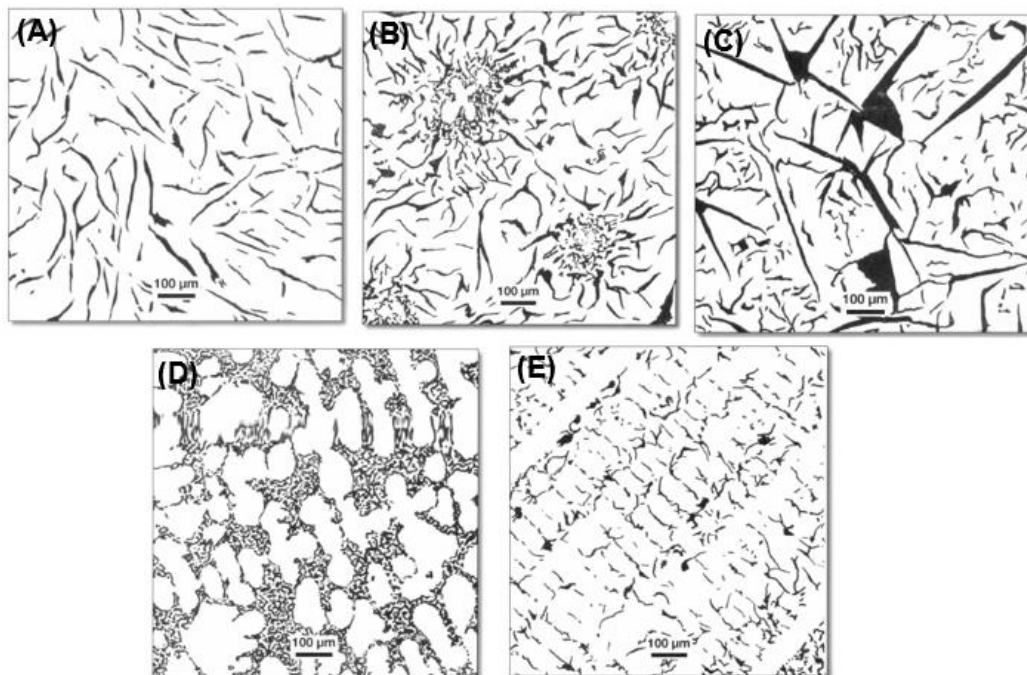


Figura 10 - (A) grafite do tipo A com forma de lamelas uniformemente distribuídas; (B) grafite do tipo B com forma de lamelas com orientação radial em torno de núcleos; (C) grafite do tipo C com veios de grafite proeutética de grande dimensão; (D) grafite do tipo D com veios pequenos e curtos no espaço interdendrítico; (E) grafite do tipo E com os veios orientados segundo o espaço interdendrítico [1].

No caso dos ferros fundidos nodulares (também chamados dúcteis) a grafite precipita na forma de nódulos (figuras 11 e 12), em vez de lamelas, como nos ferros fundidos cinzentos. Esta forma das partículas de grafite tem a vantagem de diminuir a tensão na interface grafite-matriz (figura 13) e, conseqüentemente, aumentar a ductilidade do ferro fundido.

A obtenção da grafite nodular é conseguida através da adição de elementos nodularizantes ao metal líquido, numa etapa de processamento denominada nodularização que, geralmente, ocorre quase em simultâneo com a inoculação do fundido (figura 12).

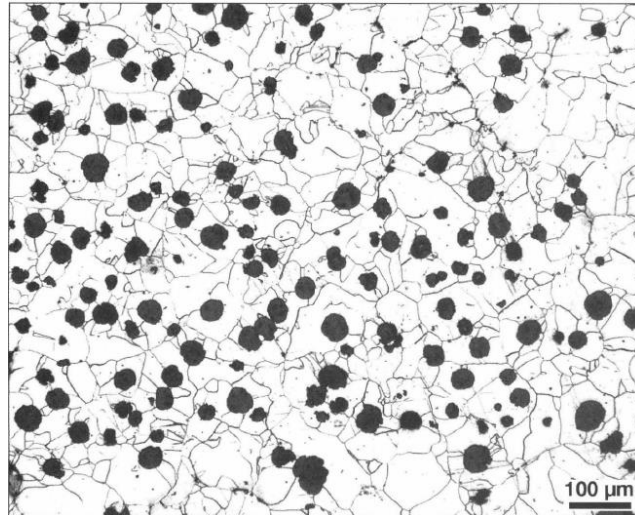


Figura 11 - Microestrutura de um ferro fundido nodular com matriz ferrítica [1].

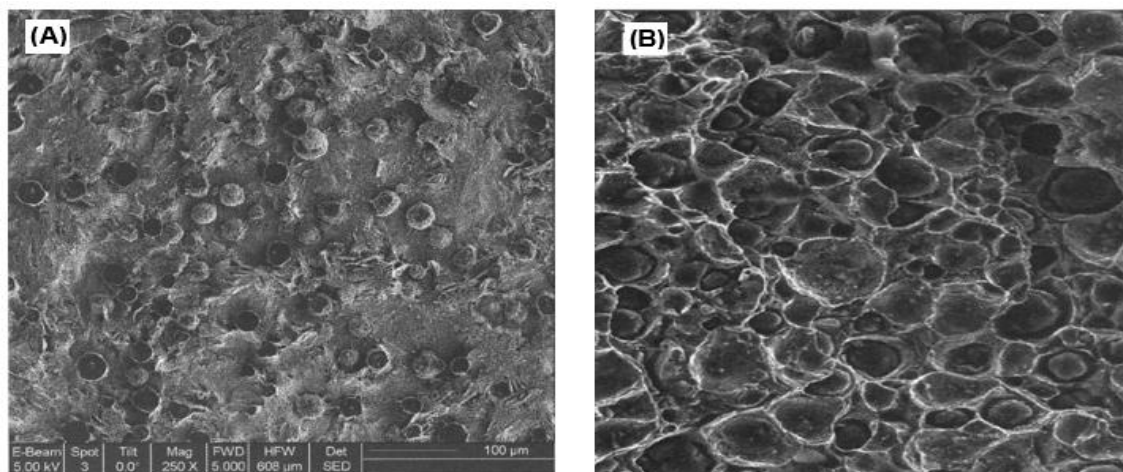


Figura 12 - Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura de um ferro fundido nodular [1].

A grafite tem uma estrutura hexagonal e, dependendo da velocidade relativa de crescimento dos planos basais e prismáticos durante a solidificação, assume uma forma lamelar ou nodular. Em ligas puras de ferro e carbono, a direção preferencial de crescimento é segundo os planos basais porque a energia interfacial destes planos com o líquido é menor, e as partículas de grafite tendem a apresentar formas aproximadamente esféricas figura 14 [8].

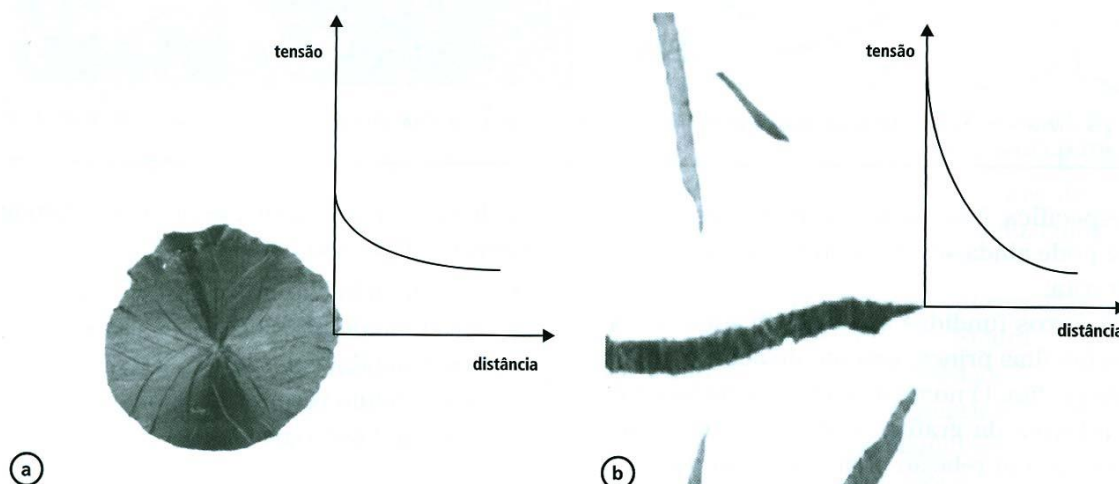


Figura 13 - Efeito da morfologia da grafite a) nodular e b) lamelar no valor de tensão na interface grafite-matriz [8].

No entanto, a presença de elementos tensoativos no fundido, como o oxigênio e o enxofre, tendem a ser adsorvidos nos planos prismáticos, reduzindo a sua energia interfacial e favorecendo a formação de partículas de grafite lamelar. Como o oxigênio e o enxofre são elementos que existem sempre nos ferros fundidos comuns, a precipitação de grafite com forma lamelar é a mais comum nestes materiais. Para promover a formação de grafite nodular, é adicionado ao metal líquido elementos desoxidantes e/ou dessulfurantes, como é o caso magnésio ou cério [8].

Dada a elevada reatividade e a reduzida solubilidade destes elementos no metal líquido ou sólido, o seu tempo de ação é relativamente reduzido e, por isso, a solidificação do ferro fundido nodular deverá ocorrer antes de ser atingido um teor mínimo do elemento nodularizante no fundido.

Convém referir que, embora os nodularizantes mais comuns sejam ligas à base de ferro-silício-magnésio, por vezes são adicionados outros elementos (como o cálcio ou o bário) ao nodularizante e/ou ao inoculante, para reforçar e prolongar a sua ação desoxidante e/ou dessulfurante [9,10]. No entanto, concentrações de magnésio excessivas podem resultar na formação de cementite e aparecimento de rechupes nas peças [11,12].

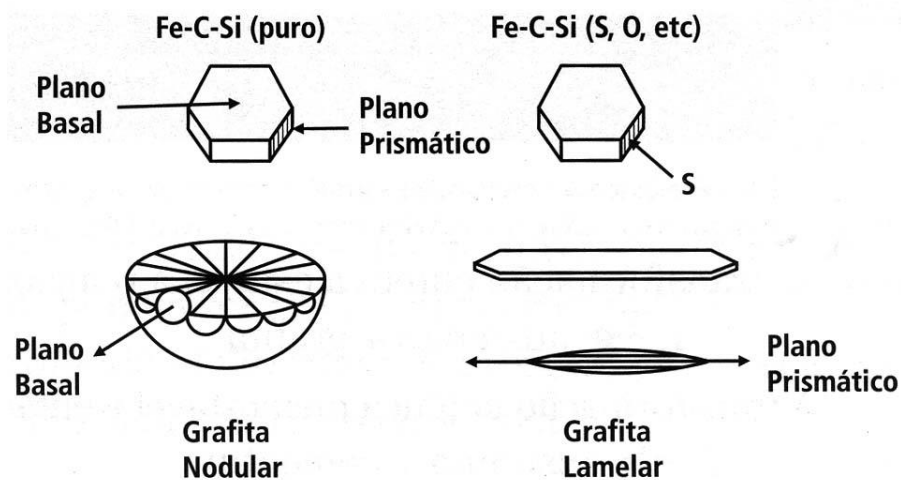


Figura 14 - Crescimento das partículas de grafite nodular e lamelar [8].

Na maioria das ligas, a solidificação origina uma contração mais ou menos acentuada da peça. É o que acontece quando o carbono precipita na forma de cementite, o que poderá levar à formação de rechupes no interior ou na superfície da peça. No entanto, quando o carbono precipita na forma de grafite, ocorre com aumento de volume (devido à menor densidade desta fase, comparativamente com a do líquido) que se opõe à contração da peça durante a solidificação e à formação de rechupes. Isto facilita a obtenção de peças vazadas sem defeitos resultantes da contração da peça durante a solidificação, mesmo sem recurso a alimentadores na moldação [8].

Segundo a norma ISO 945-1 [13], a grafite pode ser classificada por análise visual em seis classes, do tipo I ao tipo VI, sendo a do tipo VI a que apresenta a forma mais esférica (figura 15).

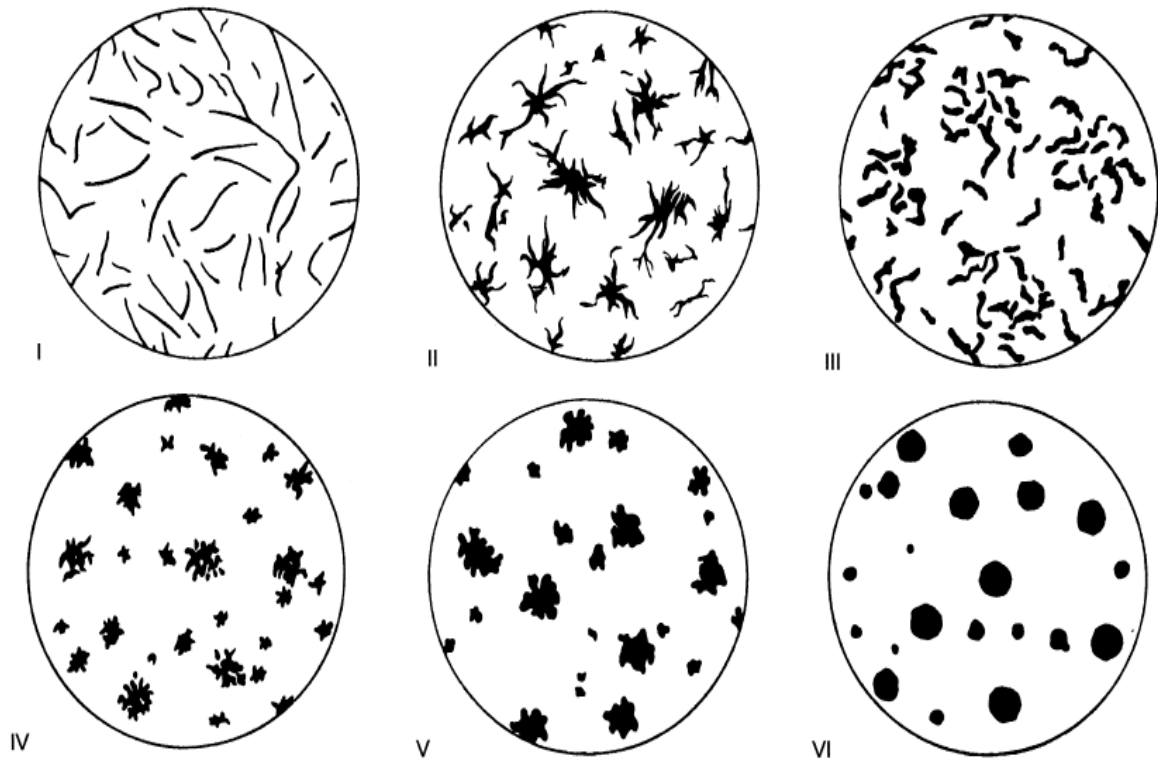


Figura 15 - Classificação da forma da grafite segundo a norma ISO 945-1 [13].

Outros parâmetros utilizados para caracterizar a grafite nos ferros fundidos nodulares é a densidade e o tamanho dos nódulos. Neste caso, a norma ASTM A247 [14] define 4 classes (classe 4 a 7) conforme é apresentado na figura 16. A mesma norma define a percentagem de nodularidade como parâmetro para caracterizar a forma mais ou menos esférica dos nódulos de grafite (figura 17).

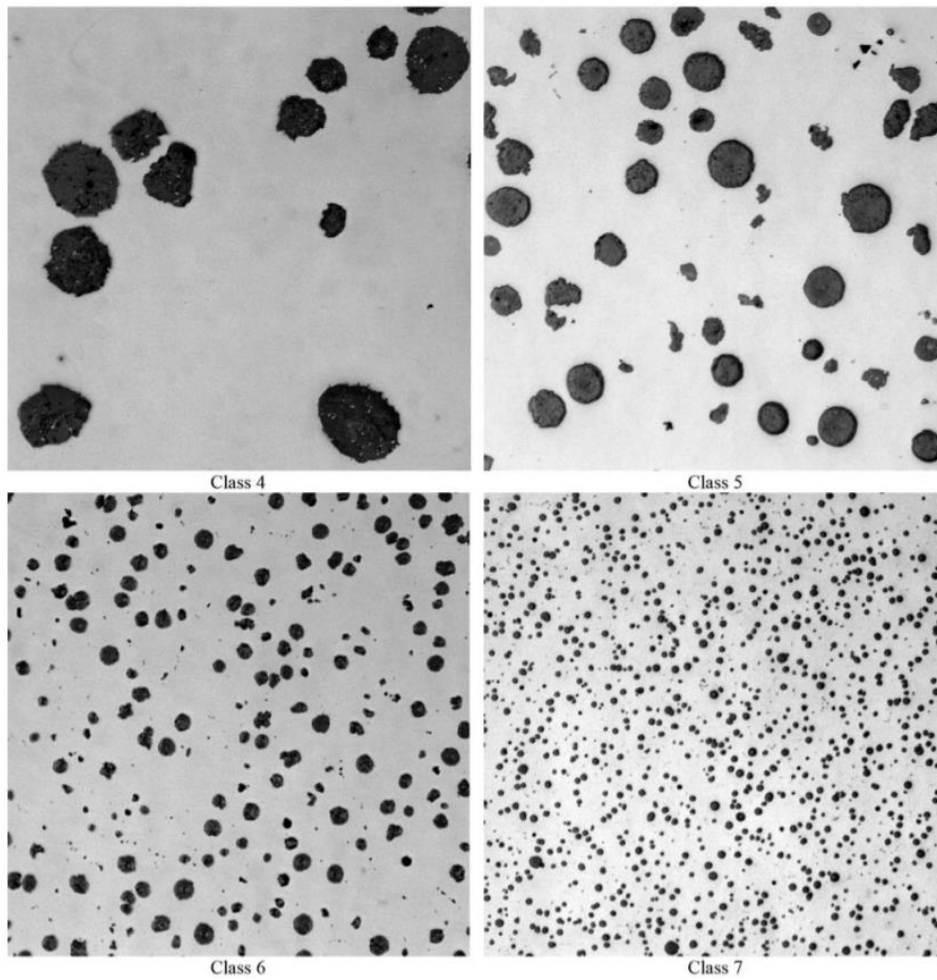


Figura 16 - - Distribuição e tamanho da grafite esferoidal segundo a norma ASTM A247 (Ampliação 100x) [14].

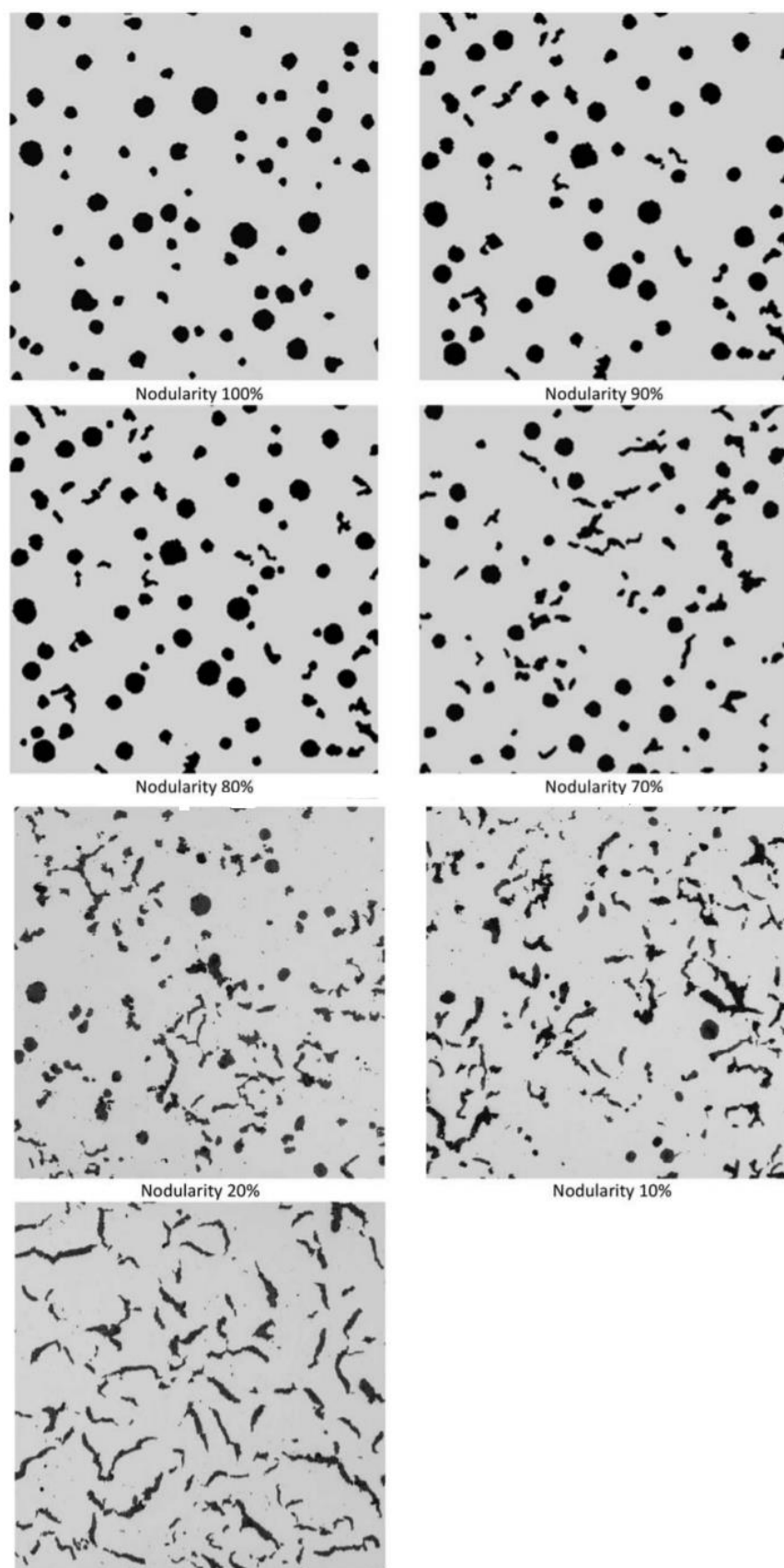


Figura 17 - Percentagem de modularidade segundo a norrrma ASTM A247 [14].

No caso do ferro fundido nodular EN-GJS-400-15, objeto de estudo neste trabalho, as únicas características que determinam a aprovação das peças vazadas são as propriedades mecânicas definidas pela norma DIN EN 1563 [15] e que são apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3 - Gama de valores de tensão de cedência, tensão de rotura e alongamento em tração uniaxial definidos pela norma DIM EN 1563 para peças vazadas da liga EN-GJS-400-15 [15].

Tensão de cedência (MPa)	Tensão de rotura (MPa)	Alongamento (%)
250 - 350	400 - 500	≥ 15

1.4. O processo de fundição

O processo de fundição consiste no vazamento do metal líquido para o interior da cavidade de uma moldação com a forma desejada. Este processo permite a produção de peças com forma simples ou mais complexa, contendo seções ocas ou cavidades internas e com dimensões muito variadas

De uma forma geral, o processo de fundição envolve uma série de etapas que inclui a fusão, a transferência do metal líquido para uma colher de vazamento (transvaze), a inoculação e a nodularização (no caso dos ferros fundidos nodulares) do fundido, o vazamento do metal líquido para a moldação, desmoldagem e acabamento das peças.

Os processos de fundição podem ser classificados em função do tipo de moldação e modelo utilizado. Neste caso, é usual considerarem-se as seguintes categorias [16]:

1. Processos com moldação perdida / modelo permanente:
 - Fundição com moldação em areia;
 - Fundição com moldação em agregado refratário;
2. Processos com moldação perdida / modelos perdidos:
 - Fundição de precisão ("investimento casting");
3. Processos com moldação permanente:
 - Processos em moldações metálicas;

- Vazamento por centrifugação;
- Vazamento sob pressão;
- Vazamento contínuo.

A correta seleção do processo deverá ter em conta vários fatores como, por exemplo, a tolerância dimensional da peça, o acabamento superficial, o tamanho e espessura das paredes, o material a fundir, o número das peças a produzir e o custo de produção [16].

O processo da produção das moldações inicia-se com o fabrico do modelo que pode ser em metal, polímeros ou materiais compósitos. Geralmente, cada modelo permite produzir várias moldações e o seu fabrico inicia-se com o dimensionamento da peça pretendida, tendo em conta a contração final da peça e o metal que é retirado na etapa de acabamento final. Para além da forma (completa ou parcial) da peça que se pretende produzir, os modelos definem também o sistema de alimentação e distribuição (sistema de gitagem) e do metal líquido no interior da moldação [16].

A fundição em areia verde é um dos processos mais comuns para o fabrico de peças metálicas por vazamento, sendo possível obter peças com vários tamanhos e formas. A fundição em areia pode ser classificada de acordo com o ligante utilizado:

1. Areias com ligante argiloso

De acordo com o American Foundrymen's Society (AFS), cerca de 90 % das peças produzidas por fundição são feitas em moldações de areia verde [16]. Neste processo é usada uma mistura compactada de 85-95 % de areia (ou olivina ou zircão), 5-10 % de bentonite, 3-9 % de aditivos e cerca de 2-5 % de água [12].

A mistura de argila e água funciona como ligantes na mistura. Os aditivos são usados para melhorar a qualidade da peça, sendo, o aditivo mais importante o carvão pulverizado para reduzir a oxidação e adesão da areia à superfície da peça. Para reduzir os custos e o impacto ambiental, depois de uma operação de processamento e seleção, a areia é reutilizada para produzir novas moldações.

2. Areias com ligante polimérico

Os ligantes orgânicos apresentam-se como uma alternativa aos argilosos para produzir moldações em areia. Existe uma grande variedade de ligantes, cujas características condicionam o processo de produção da moldação. Dependendo do mecanismo de cura do ligante, é usual distinguir-se três diferentes processos:

- Processos com cura a frio – Neste processo a cura do ligante ocorre à temperatura ambiente. A cura começa a partir do momento de mistura do ligante, do agente de cura e da areia e, após um determinado período de tempo, a moldação apresenta-se suficientemente resistente para suportar o vazamento. O tempo de cura pode variar entre alguns minutos a algumas horas, dependendo da resina usada, tipo de areia ou do tipo e quantidade dos agentes de cura. As resinas mais usadas são as furânicas, fenólicas, éster-fenólicas e resinas de base éster-silicato [16,12].
- Processos de cura a quente – Neste caso, a resina e a areia são misturadas com um catalisador que, quando aquecido, provoca a cura do ligante. Neste processo distingue-se as resinas de pós-cura em estufa, designadas por “hot box resins”, e as que não necessitam de aquecimento posterior, chamadas de “warm box resins”. No primeiro caso, as resinas são geralmente furânicas e fenólicas e a temperatura de cura situa-se nos 220-245 °C. No segundo caso, são frequentemente utilizadas resinas de álcool furfurílico com 5 % de água e 70% deste álcool. A temperatura de cura destas resinas é cerca de 65 °C [16,12].
- Processos de caixa fria - Este processo é semelhante ao sistema de cura a frio, no entanto, a cura é promovida por vapor ou gás que atravessa a mistura da areia e ligante. Este tipo de cura incluem os processos PUCB (phenolic-urethane cold box), furan/SO₂, FRC (free radical cure), entre outros [16,12].

No caso de haver furos ou partes ocas, é necessário também fabricar os machos. Após compactação manual ou mecânica até ser obtida a forma desejada, é feita a cura do ligante.

Neste caso, os machos após enchimento são curados dentro de caixas, designados por “caixas de machos”, que normalmente são feitos de metal, madeira ou plástico. O processo de fabrico dos machos é determinado pelo metal a ser vazado e estes devem possuir resistência mecânica suficiente para impedirem a penetração do metal [2].

Para facilitar a remoção dos machos das caixas, são usados aditivos, como silicões ou óleos. Geralmente são também aplicados revestimentos, utilizando uma suspensão de

material refratário, nos machos para melhorar a qualidade do acabamento e a resistência superficiais [16]

1.5. Empresa *DuritCast*

A *DuritCast* S.A., empresa em que decorreu o estágio curricular durante o qual foi realizado o presente trabalho, encontra-se sediada em Águeda. Dedicase à produção de peças fundidas em aço e em ferro fundido e possui uma capacidade produtiva de 11000 toneladas por ano.

Integra cerca de 115 colaboradores e faz parte do grupo Durit, que inclui um conjunto de empresas em áreas bastante diversas, tais como, na produção de metal duro (Durit), moldes e injeção de plástico (Moldit), revestimentos (TeandM), vidros e esmaltes (Vitricer) e maquinação de peças (DuritSteel).

A empresa produz peças desde os 30 kg a 6 toneladas que se destinam, em grande parte, à construção de máquinas, válvulas, transportes, saneamento, energia, construção naval e mobiliário urbano. Cerca de 40 % da produção da empresa é para exportação.

As ligas produzidas pela empresa são o ferro fundido cinzento e ferro fundido nodulares, aços carbono e de baixa liga, aços inox e aços refratários. Para tal, conta com 4 fornos de indução: 2 fornos com capacidade de 4 toneladas (produção de aços e ferros fundidos), 1 forno com capacidade de 2 toneladas para a produção de aços e 1 forno com capacidade de 1 tonelada para a produção de aço inoxidável.

A produção das peças fundidas é feita com moldação em areia verde na linha de moldação automática "GF" e areia furanica na linha de moldação manual. Na primeira, é introduzida o molde na máquina que por sua vez procede à moldação. De seguida, os colaboradores introduzem os machos na moldação, são obtidos através do processo de caixa fria, e por fim, a máquina fecha a moldação que prossegue para linha de vazamento. Na linha de moldação manual são produzidas as peças de maiores dimensões. Os moldes (feitos internamente ou em parceria com o cliente) são obtidos pelo processo de cura a frio. A empresa conta também com um departamento de engenharia e I&D, munida de software de simulação como o 2D Auto-CAD, 3D Pro Engineering/CREO, Auto-Desk Inventor, Esprit e Simulação: Quikcast, para ajudar na otimização da produção das peças, machos e moldes. A empresa é certificada pela ISSO 9001:2008 e ISSO 14001 e está equipada com meios de controlo de processo e de qualidade do produto.

Capítulo 2 — Procedimento experimental

Este trabalho, realizado na forma de estágio curricular, teve como objetivo principal estudar o efeito da composição química e das condições de vazamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de peças de ferro fundido nodular EN-GJS-400-15 produzidas pela empresa *DuritCast*. Para tal, foram acompanhados os vazamentos na linha automática (figura 18) de 37 colheres de fundido da liga e efetuadas, no total, 111 análises químicas e análises microestruturais, ensaios mecânicos de tração uniaxial e medidas de dureza a 75 amostras.



Figura 18 - Linha automática de vazamento da empresa *Duritcast*. A – Caixas de moldação da linha; B - moldação utilizada para a obtenção dos provetes utilizados na caracterização microestrutural e mecânica; C – local do controlo do fundido na colher de vazamento.

No decorrer do estágio tive também a oportunidade de acompanhar e envolver-me no processo de produção da empresa, desde a formulação das cargas, fusão, análise e acerto da composição química do fundido no forno e na colher de vazamento, produção das moldações e machos, vazamento e controlo de qualidade das peças obtidas. Durante

este processo, a integração na *DuritCast* incluiu também a adaptação à cultura da empresa, cumprimento de horários, relacionamento com colaboradores e serviços administrativos, etc.

2.1. O processo de fusão e vazamento da liga EN-GJS-400-15

Na figura 19 é apresentado o fluxograma do processo da secção da fusão da *Duritcast*. Apesar do processo ser praticamente igual para todo tipo de ligas metálicas produzidas pela empresa, a descrição do processo terá por base os ferros fundidos nodulares, em particular a liga EN-GJS-400-15.

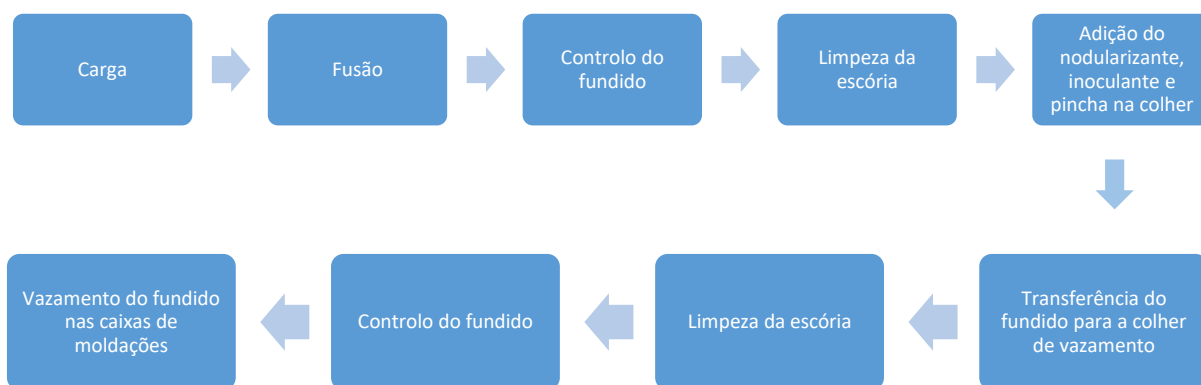


Figura 19 – Fluxograma do processo de produção de peças em ferro fundido nodular EN-GJS-400-15 da empresa *DuritCast*.

Os fornos usados têm a capacidade para produzir até 4 toneladas de metal líquido e as colheres de vazamento usadas na linha automática podem conter até cerca de 1 tonelada. A preparação do fundido é iniciada com o carregamento dos fornos com sucata através de um carro, que por sua vez é carregada através de um eletroímã. A sucata utilizada depende da liga a ser produzida, sendo esta separada por composição química no parque de matérias-primas. A carga para a produção da liga EN-GJS-400-15 é constituída por sucata de aço de baixo teor em manganês, grafite, carboneto de silício e ferrossilício.

A preparação do fundido demora aproximadamente 1 hora e 30 minutos e a temperatura dos fornos poderá atingir os 1600 °C. Na figura 20 é apresentada um conjunto de imagens das primeiras etapas da produção de uma liga metálica, desde o parque de matérias-primas até ao carregamento do forno.



Figura 20 - Carga do forno de fusão. a) Parque de sucata; b) carregamento do carro com eletroímã; c) carregamento do forno; d) fusão da carga.

Após a fusão do metal é necessário limpar a escória sobrenadante. As matérias-primas utilizadas contêm impurezas e óxidos que originam a escória durante a fusão. Por ter densidade menor que o ferro, a escória fica à superfície do metal líquido. Para facilitar a sua remoção, é adicionado um composto em pó à base de sílica (tabela 4), cuja designação comercial é Slax, que atua como um aglomerante (figura 21).

Tabela 4 - Composição química do Slax. Percentagens em peso.

% SiO ₂	% Al ₂ O ₃	% Fe ₂ O ₃	% CaO	% MgO	% Na ₂ O	% K ₂ O	% H ₂ O
72 - 75	11-14	0,5 – 0,9	0,1	0,02 – 0,32	2,8 – 4,3	3,0 – 5,7	3,2 – 4,7

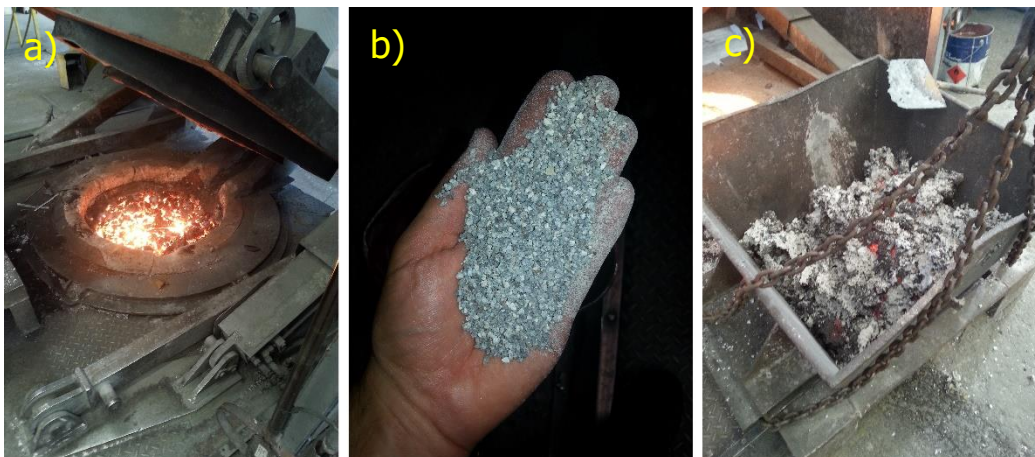


Figura 21 - Remoção da escória da superfície do metal fundido. a) Superfície do metal com escória; b) Slax utilizado para facilitar a remoção da escória; c) escória removida.

No primeiro controlo ao fundido é feita a análise da composição química por espectroscopia de emissão ótica (OES – optical emission spectroscopy), medida a temperatura através de 1 pirómetro e feita 1 análise térmica. A análise química é realizada numa amostra (medalha) obtida diretamente do fundido, recorrendo a uma coquilha (figura 22). Dependendo dos resultados obtidos, a composição do fundido e/ou a temperatura do forno podem ser corrigidas.



Figura 22 - Controlo do fundido no forno. a) Solidificação da amostra do metal líquido em coquilha; b) medição da temperatura do fundido; c) análise térmica do fundido; d) análise química da amostra solidificada por espectroscopia de emissão ótica.

Antes de receber o metal líquido do forno de fusão, o interior da colher de vazamento é inspecionado. No caso dos ferros fundidos nodulares, é adicionado na zona na depressão

existente no fundo da colher (figura 23) o nodularizante recoberto por uma camada de pequenos fragmentos de sucata de aço, comumente designados por pincha (figura 24) e uma camada de inoculante. Esta sequência de camadas favorece uma reação menos intensa do nodularizante com o metal líquido, reduzindo as perdas por volatilização do magnésio entre o transvaze e o fim vazamento da colher. A composição química do nodularizante e inoculante 1 (inoculin 250) utilizados na produção da liga EN-GJS-400-15 é apresentada na tabela 5.

A colher tem capacidade para cerca de uma tonelada de fundido e deve apresentar uma depressão de cerca de 17 cm de profundidade e uma largura suficiente para acomodar completamente as várias camadas dos materiais adicionados. Durante o transvaze, o metal líquido deve ser direcionado de forma evitar a sua colisão direta com o material colocado na depressão.

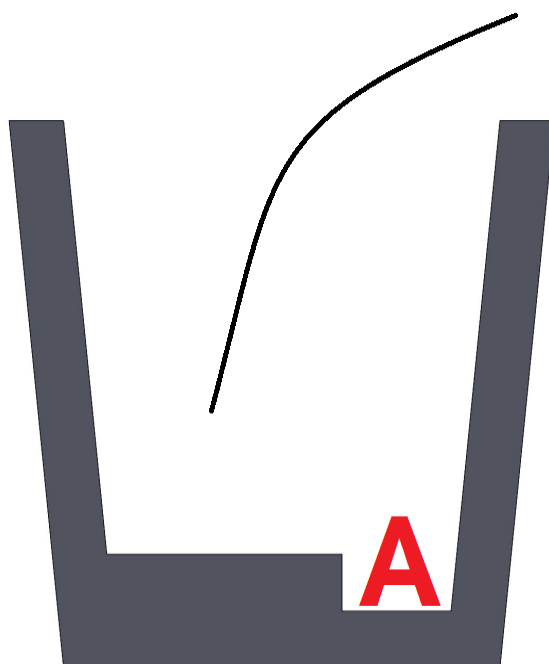


Figura 23 - Representação esquemática de uma colher de vazamento de ferro fundido. A letra A identifica a depressão no interior da colher onde é colocado o nodularizante, a “pincha” e o inoculante.



Figura 24 – Sucata de aço (pincha) adicionada à colher de vazamento.

Tabela 5 - Composição química dos materiais adicionados na colher de vazamento. Percentagens em peso.

Elemento Químico (%) peso	Nodularizante (ELMAG 6310) (%) peso	Inoculante 1 (inoculin 250) (%) peso
Si	46,10	64,37
Ca	1,60	0,60
Ba	-	1,33
Al	0,70	0,62
Mg	6,40	-
Terras raras	1,32	-
Fe	restante	restante

Após o transvaze, é retirada a escória resultante das reações do fundido com os compostos adicionados à colher. De seguida, é medida a temperatura do fundido através

de 1 pirómetro e retirada 1 medalha para nova análise da composição química por espectroscopia de emissão ótica e pelo método da combustão direta. Este processo é ilustrado na figura 25.



Figura 25 - Controlo do fundido na colher de vazamento. a) Transvaze do fundido do forno para a colher de vazamento; b) remoção da escória; c) medição da temperatura do fundido; d) obtenção da amostra para análise química posterior.

Se as condições de vazamento estiverem reunidas, é iniciado o vazamento da colher nas caixas de moldação na linha automática, como se pode visualizar na figura 26.

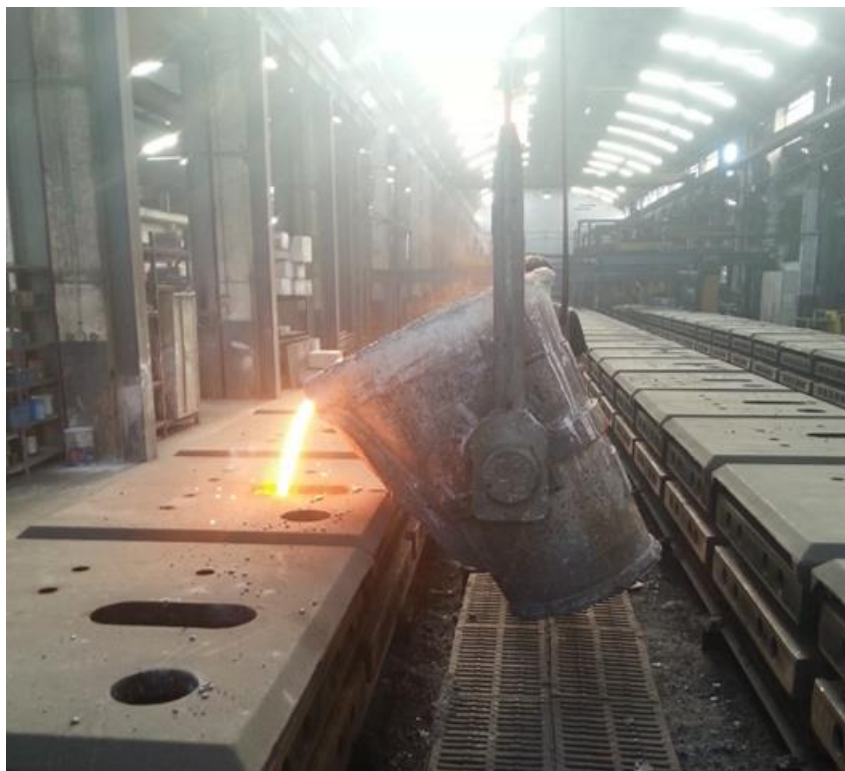


Figura 26 - Vazamento de peças na linha automática.

2.2. Caracterização da liga EN-GJS-400-15

Neste trabalho foi acompanhado o processo de fusão e vazamento de 37 colheres de metal líquido da liga EN-GJS-400-15, desde o carregamento dos fornos até ao vazamento da última colher do forno. Esta tarefa envolveu a recolha e registo da duração do transvaze do forno para a colher, duração do vazamento da colher, temperaturas *liquidus*, temperaturas de transvaze do forno e de vazamento da colher, quantidade de fundido em cada colher, etc. Para além disto, foram realizadas análises químicas ao fundido imediatamente antes do vazamento da primeira e da última moldação de cada colher. Foram também obtidas amostras do primeiro e último vazamento de cada colher para posteriores ensaios de caracterização microestrutural e mecânica. Na tabela 6 são apresentados os parâmetros registados neste trabalho.

Tabela 6 - Informação recolhida durante a produção da liga em estudo.

Dia / Hora
T _{transvaze} (°C)
T _{liquidus} (°C)
T _{vazamento} (°C)
Quantidade de nodularizante (Kg)
Quantidade de Inoculante (Kg)
Quantidade de pincha (Kg)
Peso da colher (Kg)
Fim do transvaze (s)
Vazamento da 1ª moldação (min)
Composição química do fundido antes da 1ª moldação
Vazamento da última moldação (min)
Composição química do fundido antes da última moldação
Caracterização microestrutural (% ferrite, % grafite, nº de nódulos, forma da grafite)
Caracterização mecânica (tensão de cedência, tensão de rotura, alongamento máximo, dureza Brinell)
Fim do último transvaze (hora)

2.2.1. Análise da composição química do fundido

Para as análises químicas das amostras obtidas imediatamente antes do primeiro e último vazamento foi utilizada a espectrometria de emissão ótica (OES) e o método da combustão direta.

Em ambos os casos, as amostras (medalhas) foram obtidas diretamente do fundido, recorrendo a uma coquilha. Nas análises por OES foi utilizado um espectrómetro da marca Spectro e modelo Spectrolab M8 (LAVFA18A) e as amostras foram previamente submetidas a polimento mecânico com lixas de SiC numa das faces. Esta técnica utiliza a intensidade da radiação visível emitida com um dado comprimento de onda (que depende do elemento a quantificar) pela amostra, quando a superfície desta é submetida a uma descarga elétrica de elevada energia, para obter a sua composição química.

Embora o EOS seja capaz de determinar com elevada precisão uma gama bastante grande de elementos químicos, que inclui C, Si, Mn, Mg, Cu, Ni, Cr, etc., a quantificação do teor em carbono é fortemente condicionada se este elemento estiver presente na amostra na forma de grafite. Com efeito, o processo de excitação da amostra envolve uma etapa

inicial em que o material é submetido a um conjunto de descargas elétricas de elevada energia com o objetivo de fundir e homogeneizar a zona de análise. No caso de parte do carbono da amostra se apresentar na forma de grafite, esta etapa prévia origina a sublimação parcial ou total da grafite e, conseqüentemente, valores do teor de carbono na amostra inferiores aos reais [17,18]

Dada a grande importância do teor de carbono nas características da liga estudada, a quantificação deste elemento foi realizada através do método da combustão direta, utilizando um equipamento LECO TC-400 série 4335. Esta técnica usa um forno de indução para promover a oxidação do carbono, cujo teor é determinado através da medida da absorção de radiação infravermelha pelo CO₂ gasoso formado. A análise inicia-se com a pesagem da amostra que deverá ter menos de 1 grama. Após a adição da amostra, de um material fundente e de um material acelerador, o cadinho contendo a mistura é conduzido para o interior do forno onde ocorrerá a oxidação. Previamente, a câmara de combustão é purificada com oxigênio para expulsar os gases atmosféricos residuais e, de seguida, iniciada a combustão da mistura numa atmosfera rica em oxigênio para formar CO₂. Estes gases são arrastados para uma câmara onde células de infravermelhos vão medindo a absorção pela atmosfera e, desta forma, vão determinando a concentração do carbono na amostra inicial [17].

2.2.2. Análise térmica do fundido

A análise térmica foi a técnica utilizada para determinar a temperatura *liquidus* e, indiretamente, os teores de Si e C e a quantidade de carbono equivalente no fundido. Esta técnica baseia-se na medida da temperatura do fundido com o tempo de arrefecimento (curva de arrefecimento) utilizando um copo que contém um termopar que, por sua vez, está acoplado a um equipamento que regista automaticamente, para cada instante, a temperatura do fundido contido no copo.

A partir da curva de arrefecimento e da curva diferencial (figura 27), tendo em conta o diagrama de fases Fe-C e o efeito da presença de Si no fundido, é possível medir a temperatura *liquidus*, o sobreaquecimento, a temperatura do eutético, etc. Adicionalmente, recorrendo a equações semi-empíricas, é possível também calcular os teores em C e Si e a quantidade de carbono equivalente no fundido. Esta informação é particularmente útil no controlo do processo de fusão e da composição do fundido no forno.

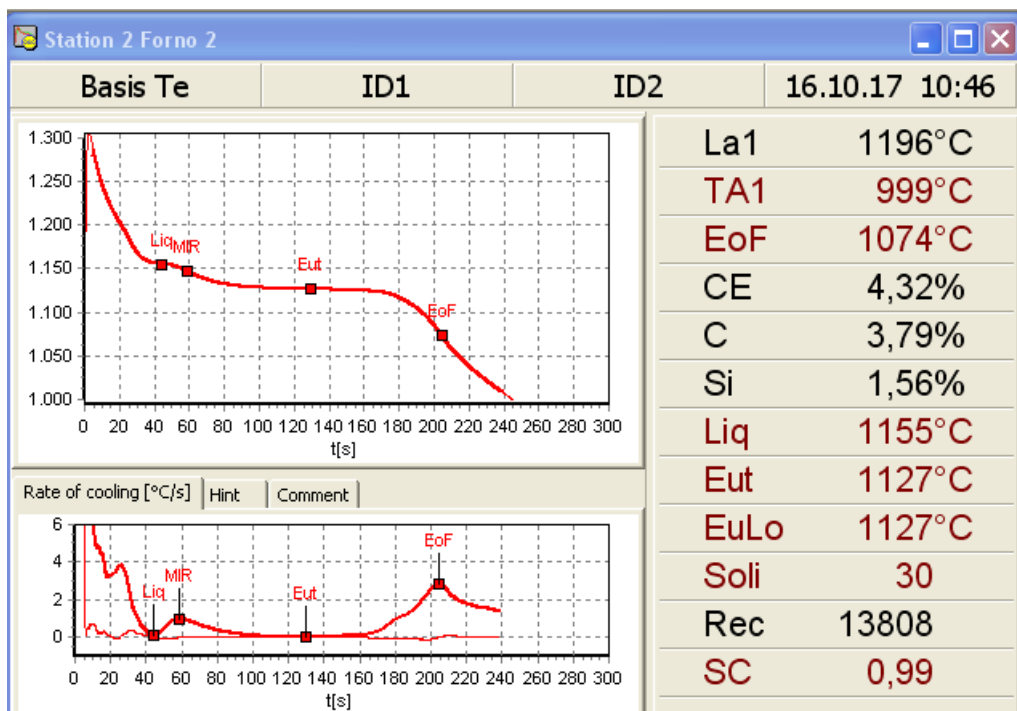


Figura 27 - Exemplo de informação obtida pela análise térmica.

2.2.3. Caracterização mecânica

A caracterização mecânica da liga envolveu ensaios de tração uniaxial e de dureza em amostras obtidas no primeiro e último vazamento de cada colher. No vazamento destas amostras foram utilizadas moldações especialmente construídas para o efeito (figura 28). Após a solidificação e arrefecimento, as amostras foram desmoldadas e grenalhadas para remover a areia aderida à sua superfície. A partir destas amostras foram maquinados provetes para os ensaios de tração uniaxial e obtidas, por corte segundo a seção transversal, amostras que foram utilizadas nos ensaios de dureza e de caracterização microestrutural.

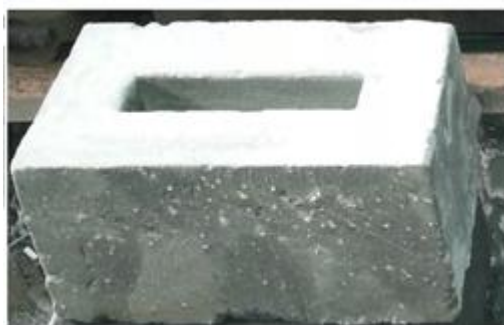


Figura 28 – Moldação utilizada para obtenção das amostras utilizadas na caracterização mecânica e microestrutural.

Os ensaios de tração uniaxial foram realizados segundo a norma DIN EN 1563, utilizando os provetes maquinados numa empresa externa, com um comprimento útil de 70 milímetros e diâmetro de 14 milímetros, e uma máquina de ensaios da marca Shimadzu, modelo UMH-50 equipada com uma célula de carga de 450 kN e uma velocidade do travessão de 5 mm/min.

Das curvas força – alongamento obtidas foram calculadas as curvas nominais de tensão (σ)-extensão (ε) através das equações seguintes e extraídos os valores nominais de tensão de cedência, tensão de rotura e de alongamento após rotura.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad \text{Equação 2}$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad \text{Equação 3}$$

em que l_0 e A_0 são, respetivamente, os valores iniciais de comprimento útil e de área da secção reta dos provetes utilizados nos ensaios.

Para determinar o alongamento após rotura, foram medidas as distâncias entre dois pontos na superfície dos provetes antes e após os ensaios de tração uniaxial até à rotura.

As medidas de dureza de Brinnell (HB) foram realizadas em amostras previamente polidas com lixas de SiC e pastas de diamante com tamanhos de partícula progressivamente menor. O valor de HB foi obtido através da média dos diâmetros de 3 medidas, utilizando um equipamento da marca Centaur série B6 equipado com uma esfera de metal de 10 mm

de diâmetro. Nestas medidas, foi usada uma carga de 3000 kgf, durante 30 segundos e a seguinte equação:

$$HB = \frac{2P}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)} \quad \text{Equação 4}$$

Em que P é a carga aplicada expressa em kgf e D e d são, respectivamente, os diâmetros da esfera e da impressão expressos em mm.

2.2.4. Caracterização microestrutural

As amostras utilizadas nas medições da dureza foram também utilizadas para a caracterização microestrutural utilizando um microscópio ótico da marca Nikon modelo Eclipse MA100, equipado com um sistema de aquisição digital da imagem e o software de quantificação semi-automática Cast Imager versão 2.3, da empresa Clara Vision. Este software foi utilizado para obter em cada amostra a fração volúmica de grafite e a percentagem de grafite do tipo VI.

A fração volúmica de ferrite foi obtida utilizando um processo idêntico em amostras submetidas previamente a ataque químico para revelação dos constituintes (ferrite e perlite). A solução usada para o ataque químico foi o Nital com concentração de 4 % (4 % ácido nítrico e etanol. Para cada amostra foram registadas imagens antes e após o ataque químico em zonas diferentes, mas representativas da microestrutura das amostras.

Capítulo 3 — Análise e discussão de resultados

Um dos fatores que mais influenciam as propriedades das peças vazadas em ferro fundido é a composição química do metal líquido, em particular os teores de carbono, silício, manganês e magnésio.

Apesar de se ter recolhido informação acerca da composição química do fundido no forno, só serão apresentados os valores da composição em cada colher por serem os mais importantes para o estudo e porque, como as fusões tiveram autorização para serem transferidas para as colheres de vazamento, a composição química nesse instante cumpria os requisitos determinados pela empresa.

Nas figuras de 29 a 32 são apresentados, respetivamente, os teores em peso de carbono, silício, manganês e magnésio imediatamente antes do primeiro e último vazamento das primeiras 19 colheres, resultantes do transvaze do metal líquido para a colher contendo o nodularizante, a sucata de aço e o inoculante 1 nas proporções indicadas na tabela 7. Nestas figuras, os teores mínimos e máximos definidos pela empresa para a liga em estudo são representados pelas linhas horizontais a tracejado. No caso do manganês, apenas é definido pela empresa um valor máximo e, por isso, apenas é representado este valor por uma linha a tracejado. É de referir que, para todas as colheres de vazamento, os teores dos restantes elementos analisados se encontravam dentro dos limites determinados e, por isso, não serão apresentados nesta discussão.

Tabela 7 - Quantidade de nodularizante, sucata de aço e inoculante adicionado às colheres de vazamento de 1 a 19.

Material adicionado	Quantidade (kg)
Nodularizante	12,0
Sucata de aço	10,0
Inoculante 1	6,3

Na figura 29 verifica-se que o fundido utilizado na maioria dos vazamentos apresentava teores em carbono dentro do intervalo definido para a liga e que a concentração deste elemento no último vazamento da mesma colher é geralmente inferior ao valor determinado no primeiro vazamento.

Esta diminuição do teor pode ser justificada pela formação de compostos ricos em carbono (que são posteriormente eliminados sob a forma de gás ou escória) resultantes da reação do carbono no fundido com outros elementos, nomeadamente o oxigénio. Excluindo possíveis erros de medição, os teores excessivos de carbono ou o enriquecimento neste elemento durante o vazamento da colher podem resultar de um possível descolamento de escória das paredes da colher contendo grafite acumulada.

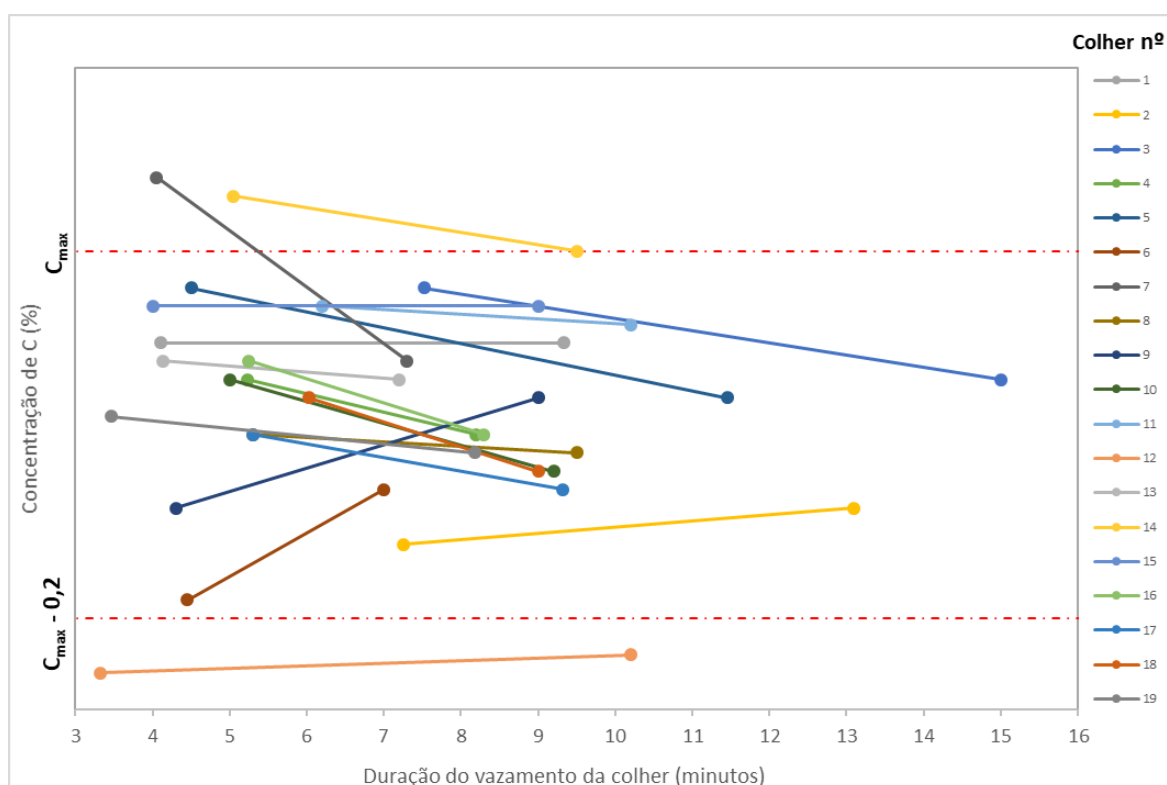


Figura 29 - Teor em carbono no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 1 a 19. Os valores foram determinados pelo método da combustão direta e as linhas horizontais a tracejado representam os valores máximo e mínimos definidos pela empresa para a liga em estudo.

Variações menos significativas de concentração durante o vazamento das colheres foram observados para o silício (figura 30). Com efeito, verifica-se que quase todas as colheres apresentam teores em silício dentro do intervalo especificado para a liga e que o valor antes do primeiro e último vazamento é semelhante.

Uma justificação possível para os valores iniciais fora do intervalo pretendido é a variação da quantidade de metal líquido transferida para a colher que, em alguns casos, foi diferente do especificado (1000 kg). Dado que a quantidade de nodularizante e inoculante (ligas à base de Fe e Si) adicionada foi constante, tendo por base de cálculo de 1000 kg de fundido, a transferência de uma quantidade inferior ou superior de metal líquido para a colher originaria uma concentração ou diluição excessiva de silício. Um exemplo deste efeito foi observado para a colher 9 que apresentou as menores concentrações de silício porque transportou 1156 kg de fundido e as mesmas quantidades de nodularizante e inoculante das restantes colheres. O excesso de silício e o seu aumento do primeiro para o último vazamento pode também ser explicado pela incorporação de alguma escória rica em silício no fundido utilizado nas análises.

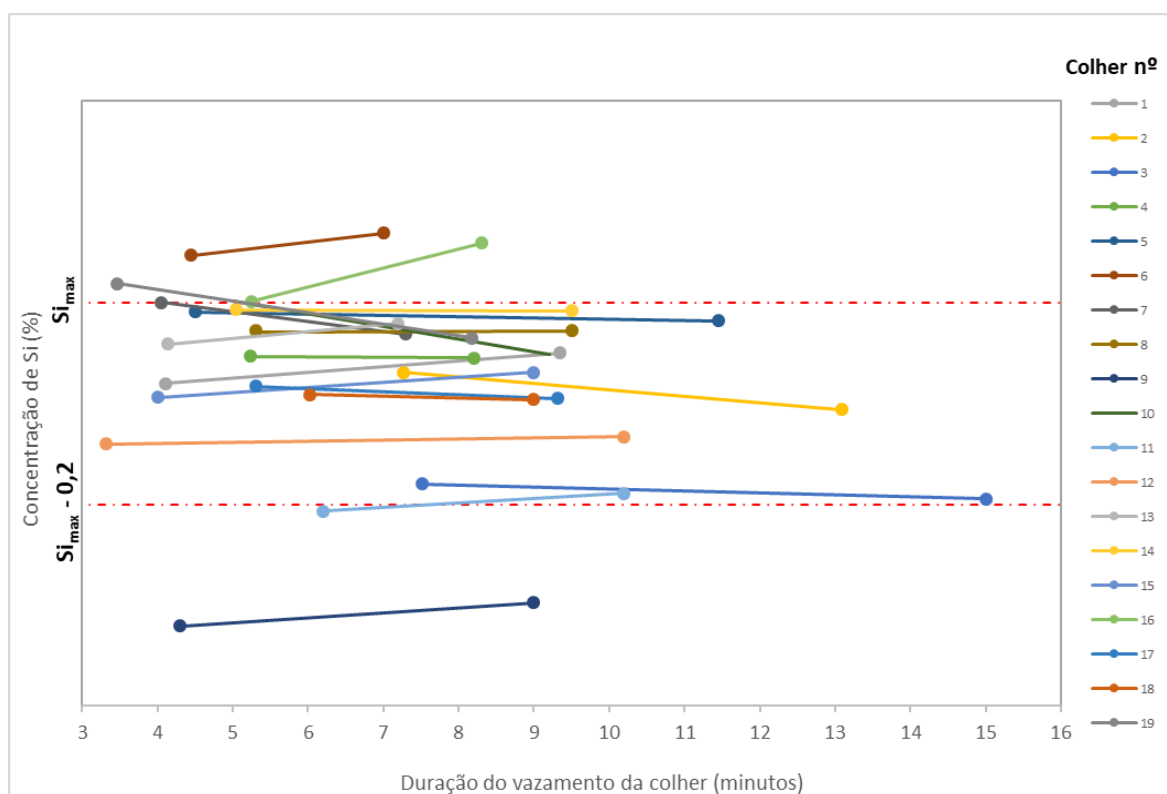


Figura 30 - Teor em silício no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 1 a 19. os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais a tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.

Da figura 31 pode-se observar que apenas a colher 14 apresentou um teor em manganês superior ao valor máximo. Como a análise química à sucata é por amostragem,

é possível que tenha sido utilizada alguma sucata que apresentasse teores mais elevados de alguns elementos e que isso se reflita na composição do fundido de algumas colheres.

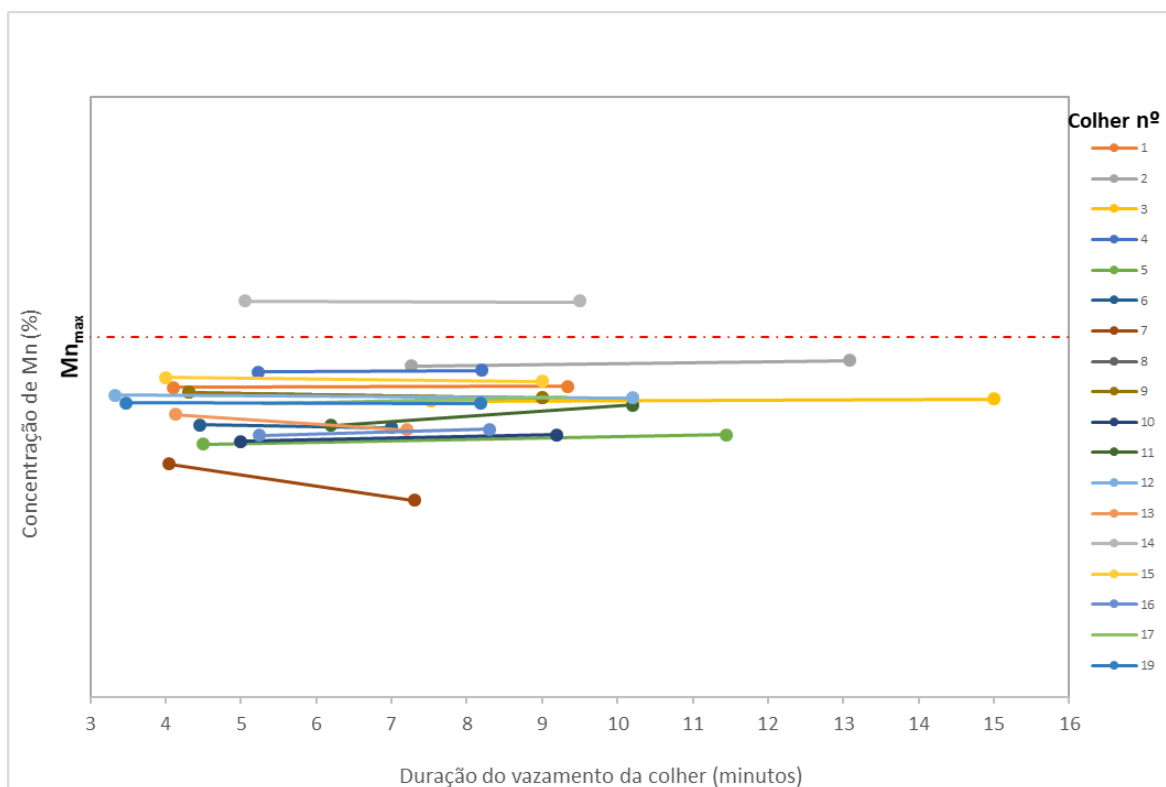


Figura 31 - Teor em manganês no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 1 a 19. Os valores foram determinados por OES e a linha horizontal em tracejado representa o valor máximo definido pela empresa para a liga em estudo.

Outro elemento químico cujo teor no fundido merece uma particular atenção é o magnésio. Neste caso, as análises efetuadas (figura 32) permitem verificar que na maioria das colheres existe uma rápida diminuição na concentração do elemento com o tempo, entre o primeiro e o último vazamento.

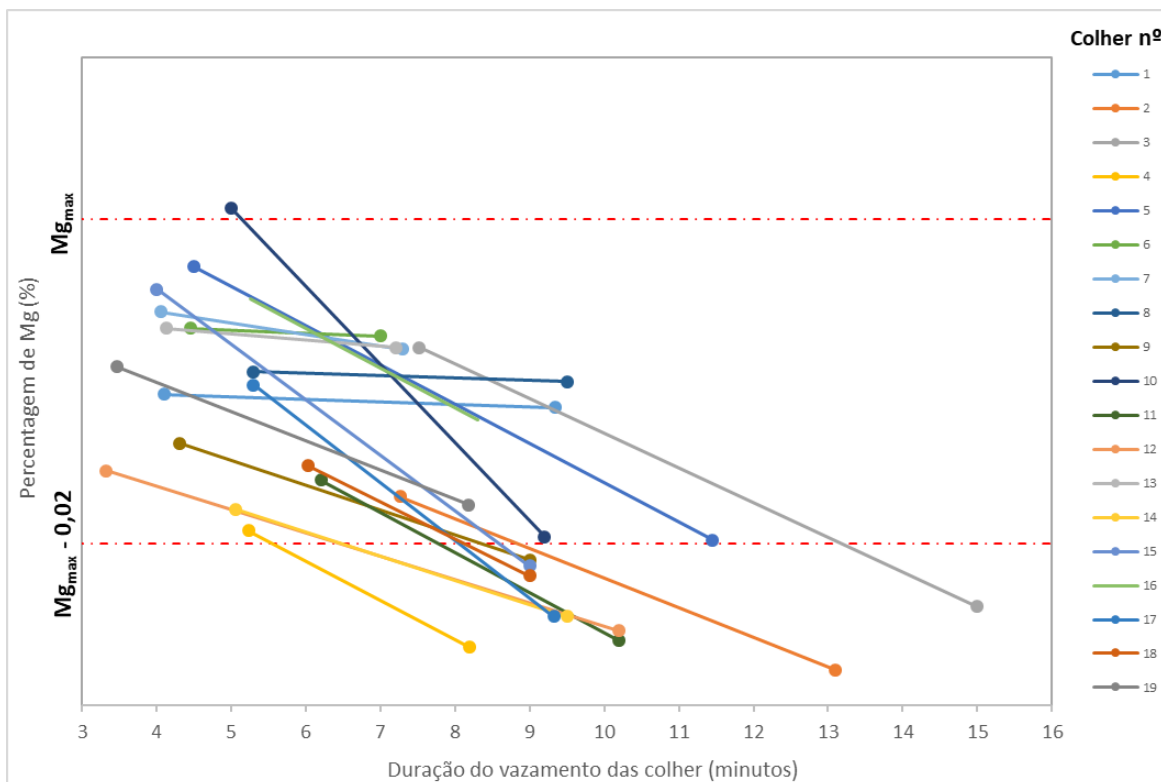


Figura 32 - Teor em magnésio no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 1 a 19. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.

Este fenómeno é o resultado da elevada reatividade do magnésio com o fundido (figura 33) e da reduzida solubilidade deste elemento no metal no estado líquido ou sólido.



Figura 33 - Reação do magnésio com o fundido durante o transvaze do forno para a colher de vazamento.

Uma consequência direta desta rápida diminuição do magnésio é que, embora praticamente todas as colheres apresentassem teores de magnésio no início do vazamento dentro dos limites estipulados, apenas 9 colheres terminaram o vazamento com as concentrações no intervalo estipulado, ou seja, 53 % dos últimos vazamentos apresentam teores em magnésio inferiores ao valor mínimo. De uma forma geral, estas amostras apresentaram um menor grau de nodularização da grafite formada, como mostra a figura 34.

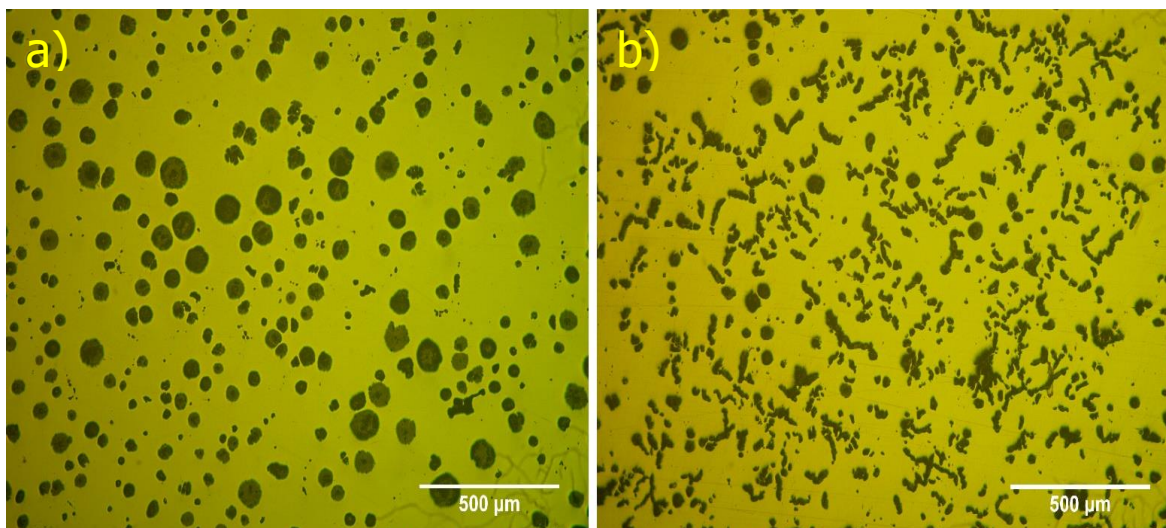


Figura 34 - Imagens obtidas por microscopia ótica da microestrutura de amostras (preparadas sem ataque químico) com diferentes teores em magnésio. a) Amostra com teor em magnésio no intervalo pretendido (do primeiro vazamento da colher 19); b) amostra com teor em magnésio inferior ao pretendido (último vazamento da colher 2).

Apesar da empresa definir um tempo máximo de vazamento das colheres de 15 minutos (para aproveitar o efeito do nodularizante e do inoculante), pode-se verificar que a colher que durou mais tempo e que apresenta teores em magnésio dentro do intervalo estipulado, foi vazada ao fim de quase 11,5 minutos. Assim, estes resultados indicam que os 15 minutos estipulados são excessivos, sendo importante reduzir o tempo a que ocorre o último vazamento da colher.

Nas tabelas 8 e 9 encontram-se reunidas as diferenças no teor em peso de carbono, silício, manganês e magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos (C_{max} , Si_{max} , Mn_{max} , e Mg_{max}), definidos pela empresa para a liga em estudo, para as colheres 1 a 19. Nestas tabelas são também apresentados os valores obtidos nos ensaios de caracterização mecânica (tensão de cedência, tensão de rotura, alongamento e dureza) e microestrutural (percentagens volúmicas de ferrite e de grafite e percentagem de grafite com forma do tipo VI) realizados nas amostras obtidas de ambos os vazamentos. Convém referir que a grafite foi determinada por microscopia ótica em amostras polidas sem ataque químico e que a ferrite foi determinada com ataque. Por isso, em amostras com quantidades reduzias de perlite (cuja quantidade aproximada é dada pela diferença para 100 % da soma da quantidade de ferrite e de grafite), a sua soma poderá ultrapassar os 100 %. Na figura 35 são apresentadas, como exemplo, imagens de uma amostra antes e após o ataque químico.

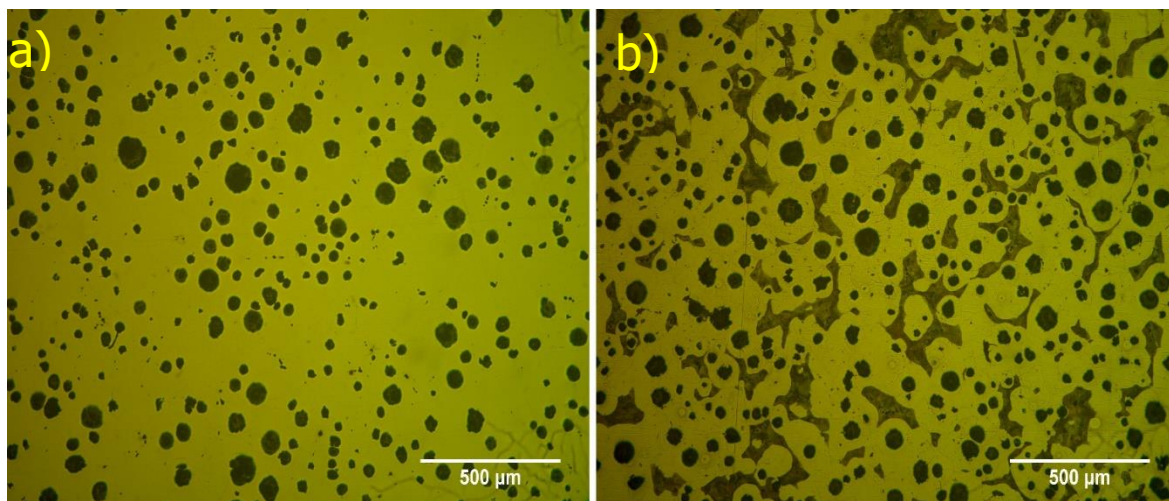


Figura 35 - Imagens obtida por microscopia ótica da microestrutura da amostra obtida no primeiro vazamento da colher 18. a) sem ataque químico e b) com ataque químico.

Tabela 8 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 1 a 19. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores

Primeiro vazamento												
-	Tensão cedência (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	Ferrite (%)	Grafite (%)	Forma tipo VI (%)	Δ C (%)	Δ Si (%)	Δ Mn (%)	Δ Mg (%)	Obs.
Máx.	350	500	-	185	-	-	-	C _{máx}	Si _{máx}	Mn _{max}	Mg _{máx}	
Min.	250	400	15	135	80	-	85	C _{máx} - 0,2	Si _{máx} - 0,2	-	Mg _{máx} -0,02	
Colher	-											
1	260,4	424,5	3,9	176	78	16	85	-0,050	-0,080	-0,021	-0,011	-
2	283,4	440,2	5,8	185	78	16	77	-0,160	-0,069	-0,012	-0,017	-
3	300,9	481,9	9,5	194	68	14	80	-0,020	-0,180	-0,027	-0,008	-
4	293,7	721,1	4,6	269	21	9	74	-0,070	-0,053	-0,015	-0,019	Perlítico
5	291,4	523,4	13,4	187	78	13	83	-0,020	-0,009	-0,045	-0,003	-
6	306,2	511,9	14,3	185	70	7	89	-0,190	0,047	-0,037	-0,007	-
7	303,3	520,6	14,2	190	64	6	60	0,040	0,000	-0,053	-0,006	-
8	306,1	493,5	12,6	168	71	6	82	-0,100	-0,028	-0,036	-0,009	-
9	319,1	517,5	10,9	203	61	8	66	-0,140	-0,321	-0,023	-0,014	-
10	309,6	479,2	13,0	185	78	12	72	-0,070	0,002	-0,043	0,001	-
11	299,0	466,0	12,8	173	59	15	88	-0,030	-0,207	-0,037	-0,016	-
12	310,7	466,7	14,7	185	83	9	62	-0,230	-0,140	-0,024	-0,016	-
13	311,0	470,3	14,3	165	78	11	69	-0,060	-0,041	-0,032	-0,007	-
14	300,6	531,8	7,7	190	63	10	70	0,030	-0,007	0,015	-0,018	-
15	290,3	472,0	15,1	170	70	14	84	-0,030	-0,094	-0,017	-0,004	-
16	297,6	465,1	10,3	168	80	15	80	-0,060	0,001	-0,041	-0,005	-
17	307,4	483,1	10,9	173	75	11	87	-0,100	-0,083	-0,013	-0,010	-
18	300,5	484,6	10,4	185	73	13	87	-0,080	-0,091	-0,025	-0,015	-
19	320,4	487,3	15,3	173	71	16	82	-0,090	0,019	-0,027	-0,009	-
Média	301,0	484,4	12	181	72	12	78	-0,075	-0,070	-0,027	-0,010	-
D.P.	13,8	28,7	3	10	7	3	9	0,069	0,090	0,015	0,006	-

Relativamente às amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres, verifica-se que os valores de tensão de cedência estão dentro do intervalo exigido pela norma, sendo a média deste parâmetro igual a 301 MPa. No entanto, os valores de tensão de rotura de 6 amostras são superiores ao limite superior definido pela norma (500 MPa), embora o valor médio (484,4 MPa) cumpra esta exigência.

A maior diferença é registada para a amostra obtida do vazamento da colher 4, sendo o valor de rotura obtido (721,1 MPa) característico dos ferros fundidos brancos. Este valor é

consistente com a elevada dureza e reduzido alongamento exibidos pela amostra e é explicado pela elevada fração de perlite observada nas análises microestruturais (figura 36). Pelo menos dois fatores podem ter contribuído para a formação de perlite em vez de grafite: teor elevado de manganês e velocidade excessiva de arrefecimento da amostra. Como o teor em manganês da amostra é inferior ao valor máximo, a origem desta anomalia deverá ser o arrefecimento demasiadamente rápido da amostra. É importante salientar que as moldações utilizadas para obter as amostras eram partidas à medida que a amostra arrefecia e, no caso desta amostra, poderá ter ocorrido um arrefecido demasiado rápido. Por esta razão, o provete 4 foi excluído da análise estatística das propriedades mecânicas.

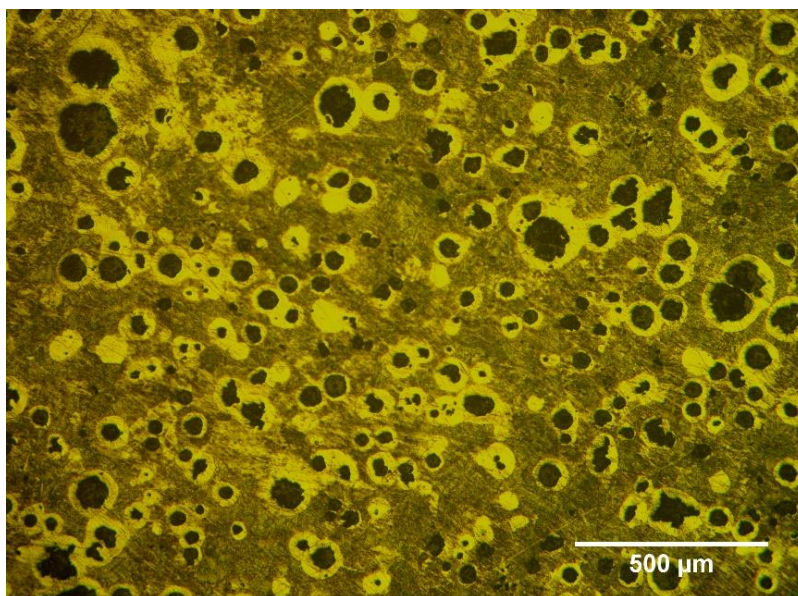


Figura 36 - Imagem obtida por microscopia ótica da microestrutura da amostra obtida no primeiro vazamento da colher 4 (após ataque químico).

Na tabela 8 pode-se ainda verificar que que, em média, as amostras apresentavam 72 % em volume de ferrite e 78 % da grafite era do tipo VI.

Tabela 9 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no último vazamento das colheres 1 a 19. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores

Último vazamento												
-	Tensão cedência (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	Ferrite (%)	Grafite (%)	Forma tipo VI (%)	Δ C (%)	Δ Si (%)	Δ Mn (%)	Δ Mg (%)	Obs.
Máx.	350	500	-	185	-	-	-	C _{máx}	Si _{máx}	Mn _{max}	Mg _{máx}	
Min.	250	400	15	135	80	-	85	C _{máx} - 0,2	Si _{máx} - 0,2	-	Mg _{máx} -0,02	
Colher	-											
1	313,4	469,4	18,3	181	85	15	88	-0,050	-0,050	-0,020	-0,012	-
2	276,5	365,3	7,1	170	74	18	41	-0,140	-0,106	-0,010	-0,028	inclusões
3	227,7	355,4	5,1	181	75	17	72	-0,070	-0,195	-0,026	-0,024	inclusões
4	322,5	502,7	11,3	190	53	11	67	-0,100	-0,055	-0,014	-0,026	-
5	305,6	478,7	11,4	185	73	5	67	-0,080	-0,018	-0,041	-0,020	-
6	298,0	483,5	13,5	176	87	6	63	-0,130	0,069	-0,038	-0,007	-
7	300,8	500,0	10,3	179	74	9	82	-0,060	-0,031	-0,205	-0,008	-
8	307,5	470,3	10,7	199	61	7	52	-0,110	-0,028	-0,169	-0,010	-
9	292,8	499,2	9,6	185	73	5	59	-0,080	-0,298	-0,025	-0,021	-
10	314,9	467,2	15,1	185	77	11	81	-0,120	-0,051	-0,041	-0,020	-
11	301,6	460,8	14,3	176	78	15	86	-0,040	-0,189	-0,028	-0,026	-
12	304,1	435,5	12,1	179	82	12	60	-0,220	-0,133	-0,025	-0,025	-
13	312,7	477,9	10,4	185	84	12	76	-0,070	-0,021	-0,039	-0,008	-
14	331,8	544,1	11,7	190	44	12	80	0,000	-0,008	0,015	-0,025	-
15	307,4	475,9	12,3	170	57	11	70	-0,030	-0,069	-0,019	-0,021	-
16	307,4	455,2	18,0	170	88	11	75	-0,100	0,059	-0,038	-0,012	-
17	306,4	470,4	14,0	170	72	11	76	-0,130	-0,095	-0,015	-0,025	-
18	316,0	510,4	11,3	170	82	12	75	-0,120	-0,096	-0,025	-0,022	-
19	295,7	489,2	14,4	170	76	12	90	-0,110	-0,035	-0,028	-0,018	-
Média	308,2	481,8	12,9	180	73	11	72	-0,093	-0,071	-0,042	-0,019	-
D.P.	9,8	24,8	2,6	9	13	4	13	0,049	0,088	0,053	0,007	-

Relativamente às amostras obtidas no último vazamento, os resultados obtidos são bastante semelhantes aos exibidos pelas amostras do primeiro vazamento. É importante referir que as amostras das colheres 2 e 3 foram excluídas da análise estatística das propriedades mecânicas em tração uniaxial (tensão de cedência, tensão de rotura e alongamento) devido à presença de inclusões não metálicas na superfície de fratura que, certamente, afetaram os resultados obtidos. No entanto, mesmo não considerando estas amostras, as propriedades mecânicas da maioria das amostras continuam a ser

caracterizadas por um valor de alongamento inferior ao estabelecido pela norma aplicável à liga em estudo.

Ao nível da composição química do fundido, um dos resultados mais importantes discutidos anteriormente é o elevado número de últimos vazamentos com um teor em magnésio inferior ao mínimo estipulado, devido ao valor inicial (no primeiro vazamento) relativamente reduzido e devido à elevada velocidade de redução da concentração do elemento no fundido.

Para contrariar a tendência do último vazamento das colheres apresentar uma concentração em magnésio inferior ao pretendido, foram introduzidas as seguintes alterações ao processo inicial:

- A) Redução do tempo de transvaze do forno para as colheres de vazamento de forma a reduzir as perdas de magnésio durante esta operação e garantir valores superiores durante os vazamentos;
- B) controlo mais preciso da quantidade de metal líquido transferido para cada colher de vazamento durante o transvaze;
- C) inspeção do interior da colher de vazamento antes do transvaze, garantindo que o degrau onde é colocado o nodularizante e o inoculante se encontra em bom estado. Desta forma, é evitado o contacto prematuro do metal líquido com nodularizante, prolongando o seu efeito;
- D) substituição parcial do inoculante 1 (Inoculin 250) pelo inoculante 2 (Topseed), mais rico em bário e que, por isso, deverá contribuir de uma forma mais efetiva para a desoxidação do fundido. Além de ser economicamente vantajosa, esta substituição permitirá reduzir a quantidade de oxigénio disponível no fundido para reagir com o magnésio, prolongando o seu efeito. Mais especificamente, nos vazamentos adicionais realizados (colheres 20 a 25) foram utilizadas as quantidades de nodularizante, sucata de aço, inoculante 1 e inoculante 2 apresentadas na tabela 10.

Tabela 10 - Quantidade de nodularizante, sucata de aço e inoculante adicionado às colheres de vazamento 20 a 25.

Material adicionado	Quantidade (kg)
Nodularizante	12,0
Sucata de aço	10,0
Inoculante 1	2,8
Inoculante 2	3,5

Na figura 37 é apresentado o teor em carbono no fundido após a implementação das alterações referidas. Como se pode verificar, a maioria das colheres apresentam teores em carbono próximos ou superiores do pretendido. Isto não era esperado, considerando que as análises térmicas efetuadas ao fundido antes dos transvazes indicavam valores dentro do intervalo pretendido. Mais tarde, verificou-se que as análises químicas pelo método da combustão direta das colheres 20 a 34 tinham sido afetadas por um problema de funcionamento do equipamento de medida e que os respetivos valores de concentração de carbono não deveriam ser considerados.

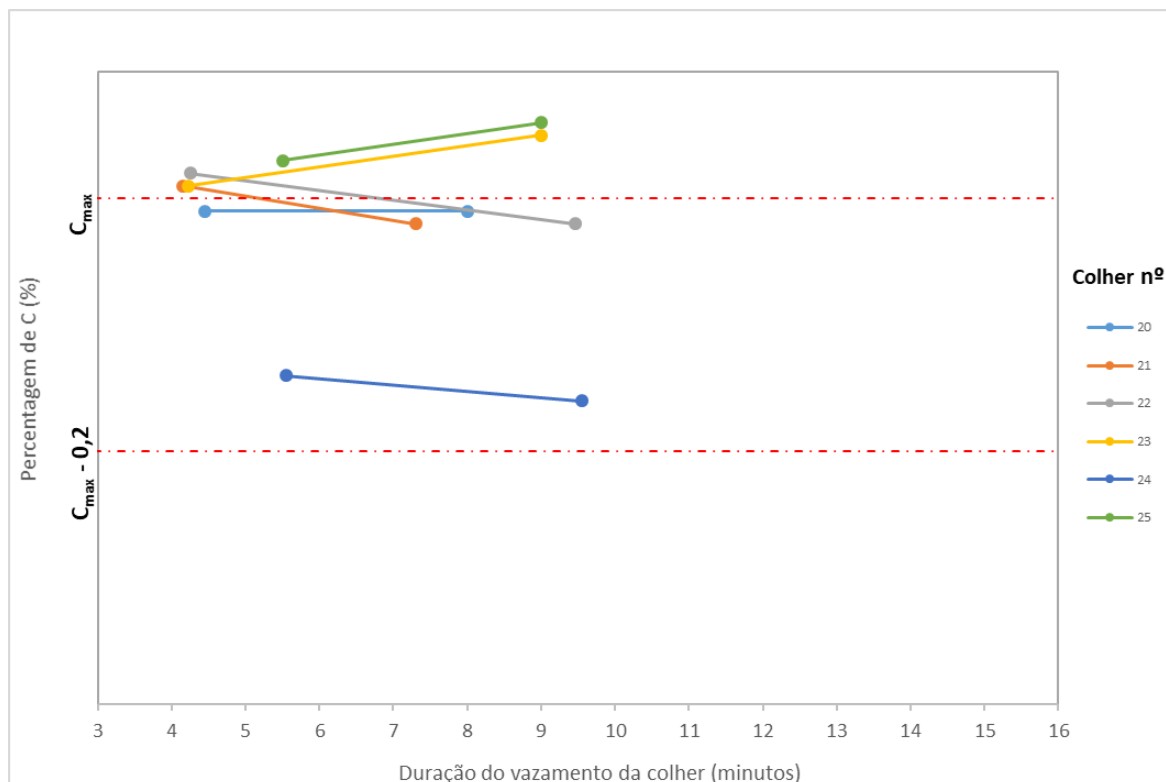


Figura 37 - Teor em carbono no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 20 a 25. Os valores foram determinados pelo método da combustão direta e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.

Relativamente ao teor em silício e manganês (figuras 38 e 39), verifica-se que todas as colheres apresentaram valores no intervalo pretendido, exceto a colher 21 que apresentou uma concentração de manganês um pouco superior ao pretendido.

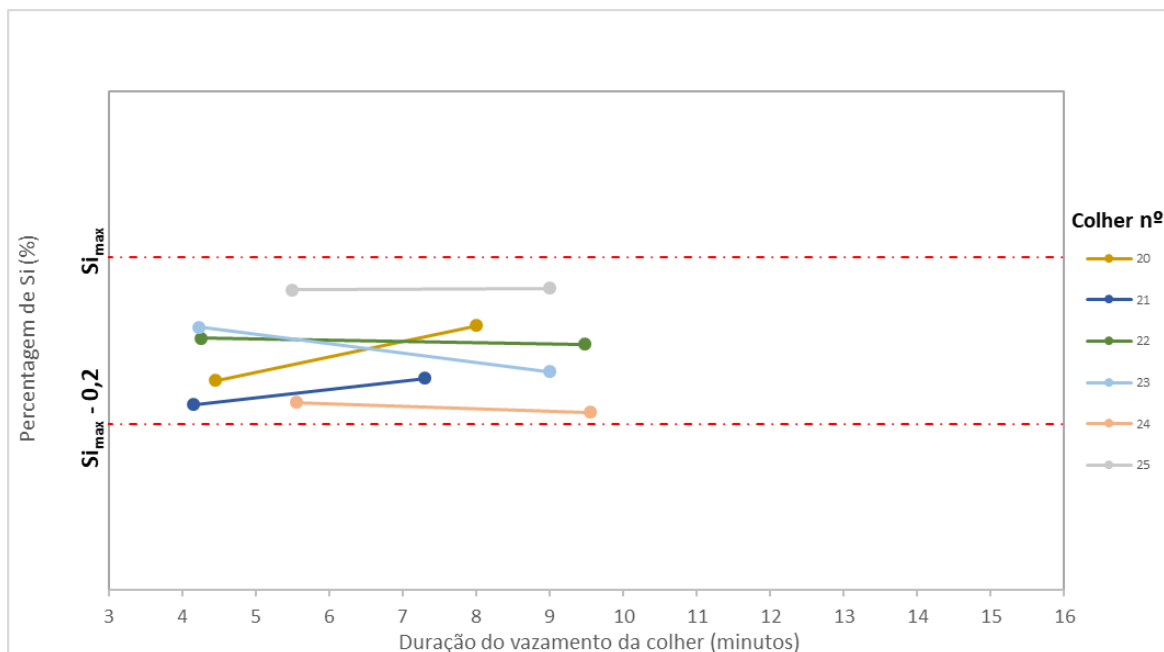


Figura 38 - Teor em silício no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 20 a 25. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.

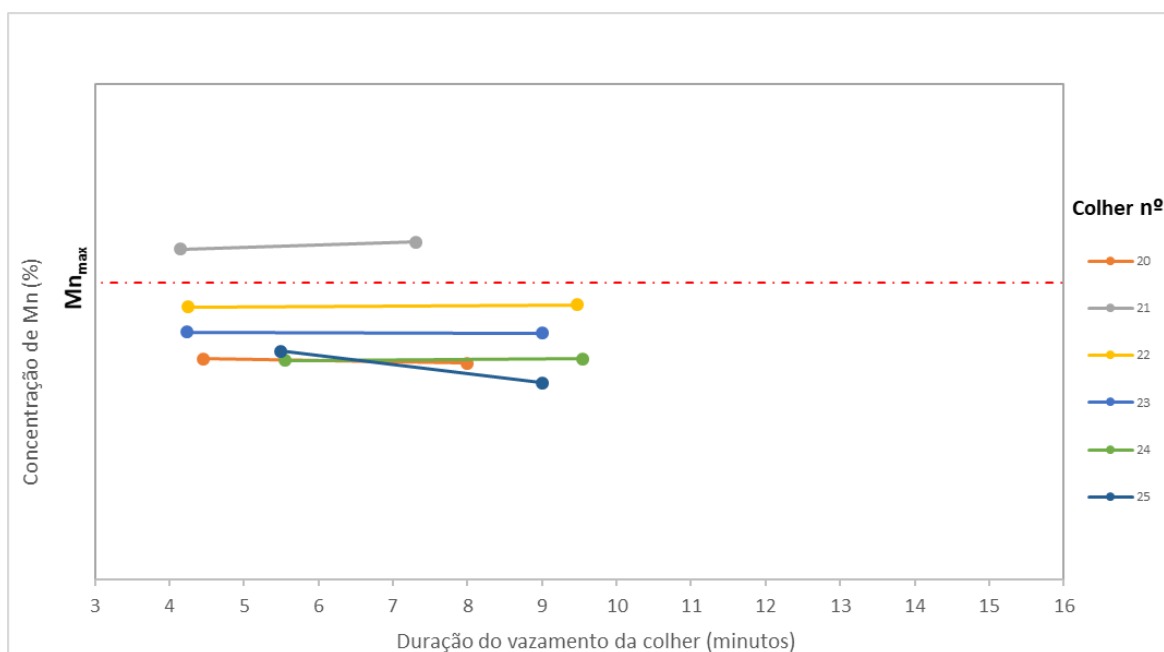


Figura 39 - Teor em manganês no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 20 a 25. Os valores foram determinados por OES e a linha horizontal em tracejado representa o valor máximo definido pela empresa para a liga em estudo.

Como era esperado, tendo em conta as alterações efetuadas, a concentração média de magnésio no primeiro vazamento das colheres aumentou e, em 2 casos (colheres 22 e 25), ultrapassou o valor máximo definido para a liga (figura 40). Facto particularmente significativo é que todos os últimos vazamentos apresentaram concentrações em magnésio dentro do intervalo pretendido. Isto mostra que as alterações efetuadas conseguiram contrariar a tendência do último vazamento apresentar uma concentração em magnésio inferior ao pretendido.

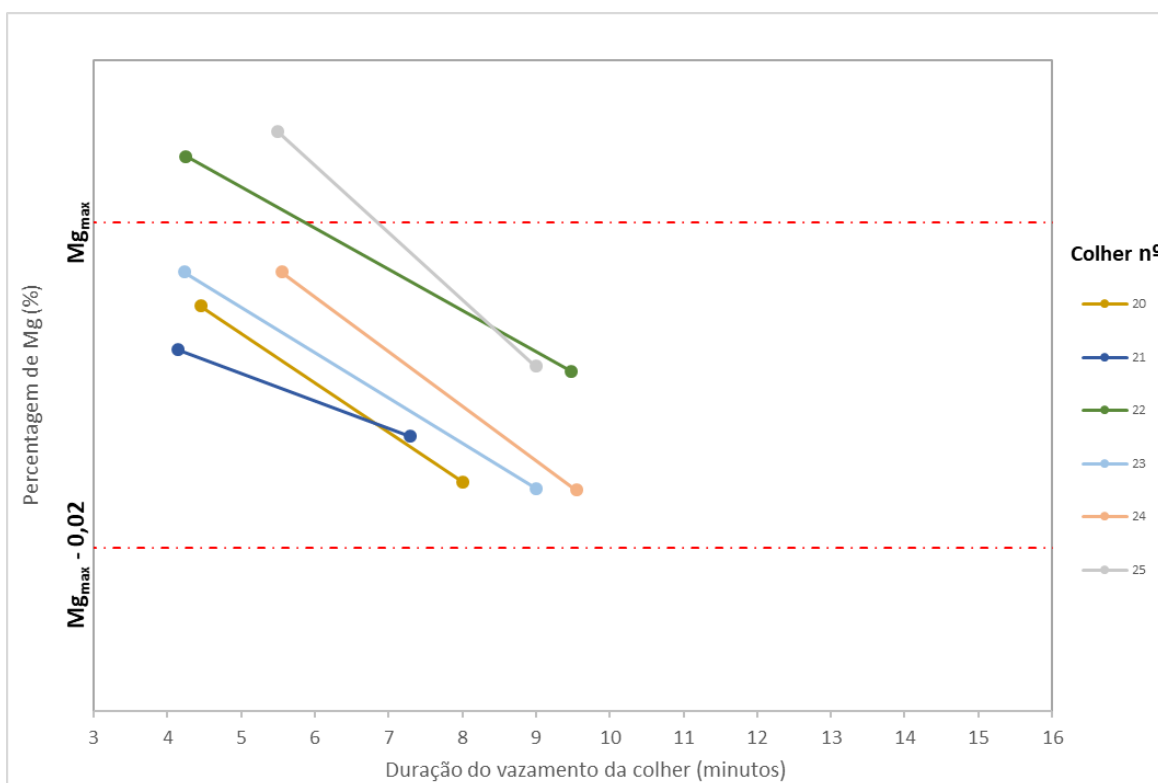


Figura 40 - Teor em magnésio no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 20 a 25. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.

Nas tabelas 11 e 12 são apresentados os resultados dos ensaios de caracterização mecânica e microestrutural realizada às amostras obtidas nos primeiros e últimos vazamentos das colheres 20 a 25.

Tabela 11 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 20 a 25. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores

Primeiro vazamento												
-	Tensão cedência (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	Ferrite (%)	Grafite (%)	Forma tipo VI (%)	Δ C (%)	Δ Si (%)	Δ Mn (%)	Δ Mg (%)	Obs.
Máx.	350	500	-	185	-	-	-	C _{máx}	Si _{máx}	Mn _{max}	Mg _{máx}	
Min.	250	400	15	135	80	-	85	C _{máx} - 0,2	Si _{máx} - 0,2	-	Mg _{máx} -0,02	
Colher	-											
20	301,3	503,9	10,4	181	66	14	87	-0,010	-0,148	-0,039	-0,005	Rechupe
21	302,4	611,3	8,2	207	50	8	79	0,010	-0,177	0,017	-0,008	-
22	290	544,5	11,0	199	52	7	73	0,020	-0,097	-0,012	0,004	Rechupe
23	311,4	523,1	10,3	190	60	12	87	0,010	-0,084	-0,025	-0,003	-
24	291,9	512,1	13,4	185	71	10	65	-0,140	-0,174	-0,039	-0,003	Rechupe
25	295,7	512,8	7,8	179	73	11	82	0,030	-0,039	-0,035	0,006	Rechupe
Média	298,8	534,6	10,2	190	62	10	79	-0,013	-0,120	-0,022	-0,002	-
D.P.	7,91	40,1	2,0	11	10	3	9	0,063	0,055	0,022	0,005	-

Tabela 12 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 20 a 25. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{máx}$, $Si_{máx}$, $Mn_{máx}$ e $Mg_{máx}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.

Último vazamento												
-	Tensão cedência (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	Ferrite (%)	Grafite (%)	Forma tipo VI (%)	Δ C (%)	Δ Si (%)	Δ Mn (%)	Δ Mg (%)	Obs.
Máx.	350	500	-	185	-	-	-	C _{máx}	Si _{máx}	Mn _{max}	Mg _{máx}	
Min.	250	400	15	135	80	-	85	C _{máx} - 0,2	Si _{máx} - 0,2	-	Mg _{máx} -0,02	
Colher	-											
20	296,8	492,5	13,6	173	86	12	81	-0,010	-0,082	-0,041	-0,016	-
21	295,7	541,6	8,8	181	52	13	84	-0,020	-0,145	0,020	-0,013	-
22	284,0	457,2	4,1	187	79	11	85	-0,020	-0,104	-0,011	-0,009	inclusões
23	312,2	491,5	7,9	179	74	9	86	0,050	-0,137	-0,026	-0,016	-
24	298,4	458,1	9,5	170	76	15	85	-0,160	-0,186	-0,038	-0,016	-
25	300,2	493,3	14,6	181	78	14	87	0,060	-0,037	-0,051	-0,009	-
Média	297,9	489,0	9,7	179	74	12	85	-0,017	-0,115	-0,024	-0,013	-
D.P.	9,0	30,9	3,9	6	12	2	2	0,079	0,052	0,026	0,004	-

Comparativamente com aos resultados das colheres 1 a 19, a principal diferença é a presença de rechupes no interior da maioria das amostras obtidas nos primeiros vazamentos, como se pode verificar na figura 41.



Figura 41 - Rechupes no interior das amostras que apresentam 22 cm de comprimento.

Tendo em conta que estes defeitos só foram observados nos primeiros vazamentos (em que o teor em magnésio é superior) e que estas amostras apresentam, em média, uma menor quantidade de ferrite (para quantidades semelhantes de grafite), os resultados obtidos sugerem que a origem dos rechupes é o aumento de quantidade de cementite formada durante a solidificação devido ao aumento do teor em magnésio. De facto, como foi referido anteriormente, este elemento é considerado um estabilizador da cementite, podendo um teor excessivo conduzir a rechupes. No entanto, esta hipótese não é confirmada em todas as amostras, quando analisados individualmente. Por exemplo, as amostras do primeiro e último vazamento das colheres 24 e 25 apresentam quantidades de ferrite semelhantes e apenas as primeiras apresentam rechupes. Também a amostra do primeiro vazamento da colher 23 apresenta uma quantidade de ferrite bastante reduzida (o que indica uma elevada quantidade de cementite) mas não foi observada a presença de rechupes.

Outro efeito frequentemente atribuído ao excesso de magnésio no fundido é a degeneração da forma esférica da grafite. Isto é consistente com o aumento da quantidade média de grafite com forma do tipo VI dos primeiros para os últimos vazamentos (que

passa de 79 % para 85 %). No entanto, também agora, nem sempre é possível observar esta tendência em todas as amostras, quando analisadas individualmente.

De qualquer forma, os resultados mostram que o teor de magnésio no fundido pode ser diminuído ligeiramente através da redução da quantidade de nodularizante adicionado às colheres, reduzindo os custos com este aditivo. Assim, foram analisados os vazamentos de mais 9 colheres (colheres 26 a 34) em que foram adicionadas as quantidades de nodularizante, inoculante e sucata de aço apresentadas na tabela 13.

Tabela 13 - Quantidade de nodularizante, sucata de aço e de inoculante adicionado às colheres de vazamento 26 a 34.

Material adicionado	Quantidade (kg)
Nodularizante	11 (colheres 26 a 30) 10,5 (colheres 31 a 34)
Sucata de aço	10,0
Inoculante 1	2,8
Inoculante 2	3,5

Os resultados das análises químicas ao fundido e da caracterização mecânica e microestrutural das amostras vazadas são apresentadas nas figuras 32, 33 e 34 e nas tabelas 14 e 15. É de referir que os valores da concentração do carbono apresentado nestas tabelas foram também afetados pelo problema já referido anteriormente.

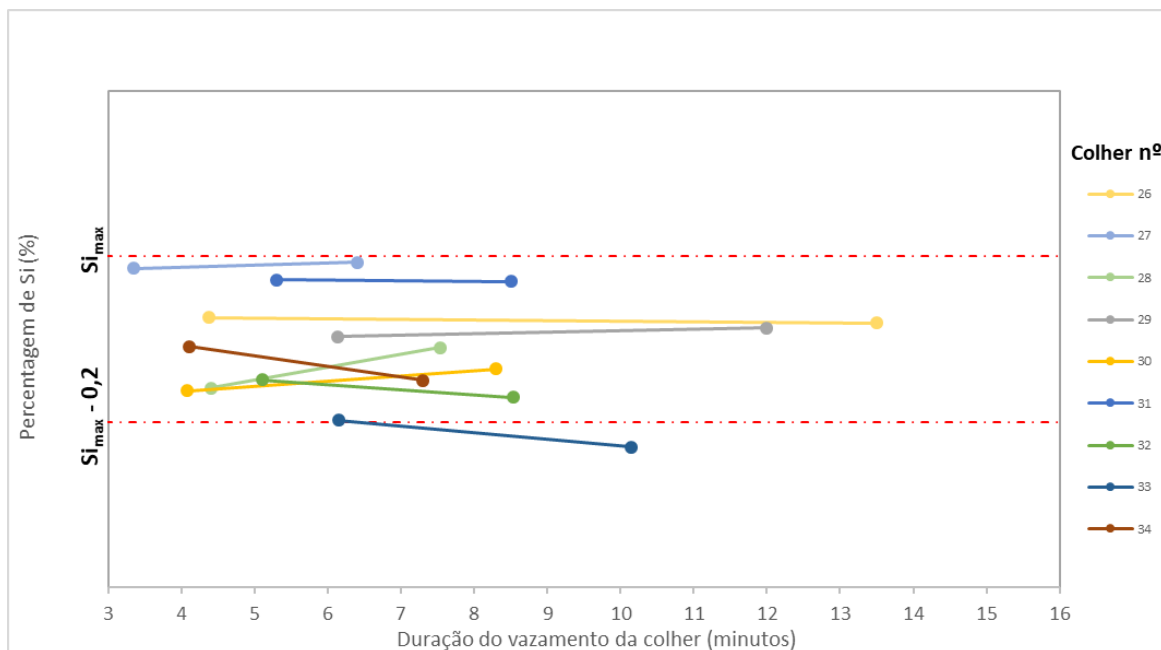


Figura 42 - Teor em silício no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 26 a 34. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.

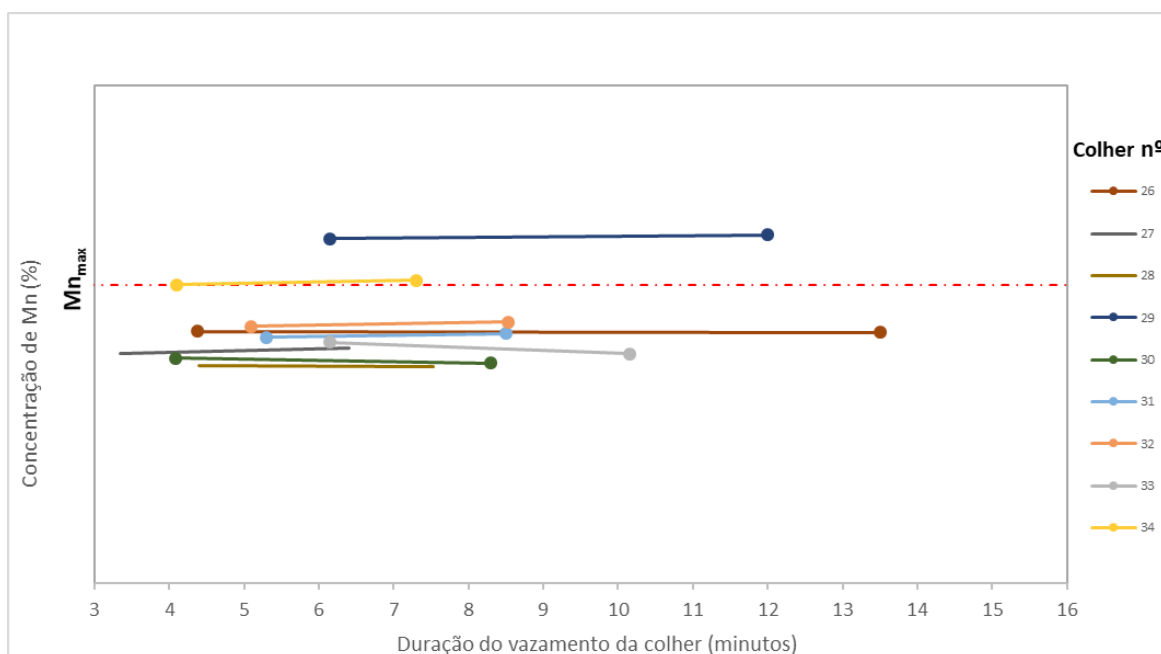


Figura 43 - Teor em manganês no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 26 a 34. Os valores foram determinados por OES e a linha horizontal em tracejado representa o valor máximo definido pela empresa para a liga em estudo.

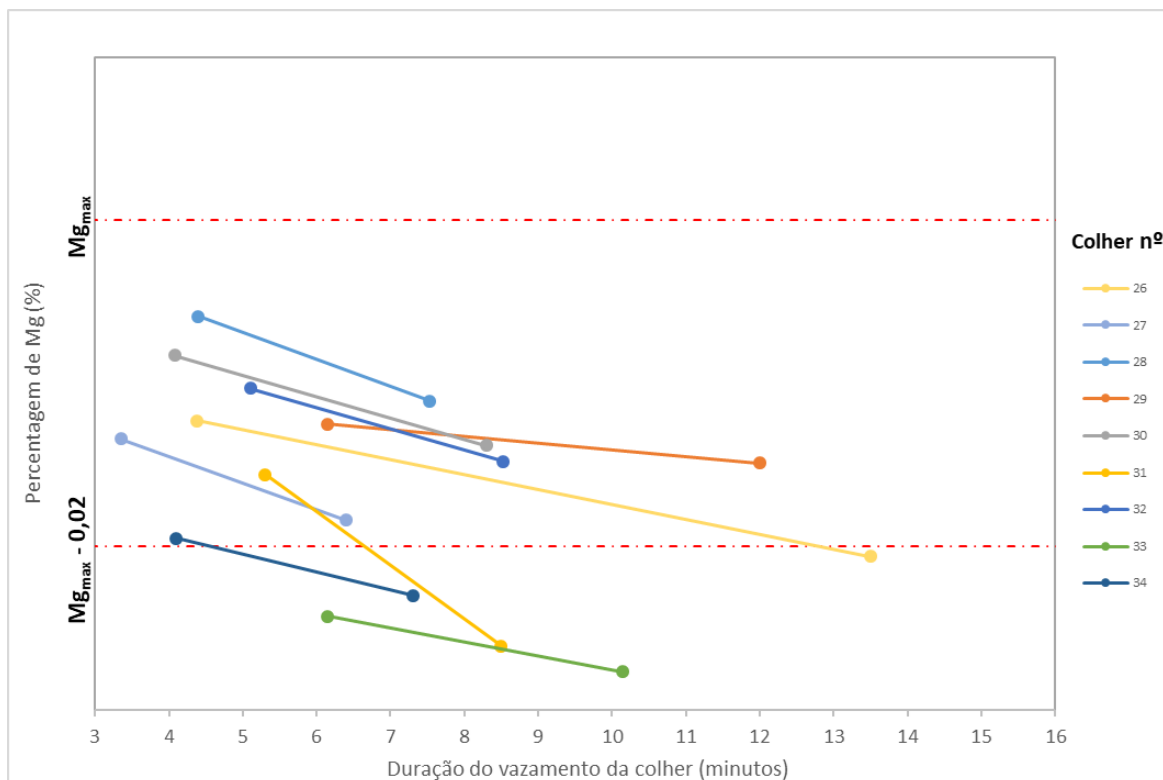


Figura 44 - Teor em magnésio no fundido imediatamente antes do primeiro e do último vazamento das colheres 26 a 34. Os valores foram determinados por OES e as linhas horizontais em tracejado representam os valores máximo e mínimo definidos pela empresa para a liga em estudo.

Tabela 14 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 26 a 34. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{m\acute{a}x}$, $Si_{m\acute{a}x}$, $Mn_{m\acute{a}x}$ e $Mg_{m\acute{a}x}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.

Primeiro vazamento												
-	Tensão cedência (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	Ferrite (%)	Grafite (%)	Forma tipo VI (%)	Δ C (%)	Δ Si (%)	Δ Mn (%)	Δ Mg (%)	Obs.
Máx.	350	500	-	185	-	-	-	C _{máx}	Si _{máx}	Mn _{max}	Mg _{máx}	
Min.	250	400	15	135	80	-	85	C _{máx} - 0,2	Si _{máx} - 0,2	-	Mg _{máx} -0,02	
Colher	-											
26	310,6	548,1	13,9	185	67	12	85	-0,050	-0,074	-0,023	-0,012	-
27	322,5	480,3	10,8	179	81	10	86	0,100	-0,014	-0,035	-0,013	Rechupe (T alta)
28	-	-	-	173	68	14	76	0,040	-0,159	-0,041	-0,006	Rechupe / maquinado
29	315,4	614,4	8,9	203	46	10	86	-0,090	-0,097	0,023	-0,013	Rechupe
30	293,4	491,9	12,2	181	66	11	83	-0,200	-0,162	-0,037	-0,008	-
31	290,9	508,4	13,3	179	70	15	82	-0,290	-0,028	-0,027	-0,016	-
32	297,9	506,2	10,5	187	73	13	89	-0,180	-0,149	-0,021	-0,010	-
33	279,4	457,7	7,9	165	79	8	63	-0,240	-0,198	-0,029	-0,024	
34	312,5	516,4	8,0	181	62	14	86	-0,230	-0,109	0,000	-0,020	
Média	302,8	515,4	10,7	183	68	12	83	-0,148	-0,104	-0,019	-0,015	-
D.P.	14,7	48,0	2,3	11	11	2	8	0,127	0,064	0,020	0,005	-

Tabela 15 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no último vazamento das colheres 26 a 34. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{máx}$, $Si_{máx}$, $Mn_{máx}$ e $Mg_{máx}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.

Último vazamento												
-	Tensão cedência (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	Ferrite (%)	Grafite (%)	Forma tipo VI (%)	Δ C (%)	Δ Si (%)	Δ Mn (%)	Δ Mg (%)	Obs.
Máx.	350	500	-	185	-	-	-	C _{máx}	Si _{máx}	Mn _{max}	Mg _{máx}	
Min.	250	400	15	135	80	-	85	C _{máx} - 0,2	Si _{máx} - 0,2	-	Mg _{máx} -0,02	
Colher	-											
26	335,7	516,9	14,8	181	69	13	92	-0,010	-0,080	-0,024	-0,021	-
27	300,1	473,4	16,0	179	76	18	92	0,070	-0,007	-0,032	-0,018	-
28	320,0	455,8	16,4	165	79	6	73	0,060	-0,110	-0,041	-0,011	-
29	318,4	600,4	10,3	197	52	11	82	-0,060	-0,086	0,025	-0,015	-
30	310,3	452,4	12,3	173	63	12	89	-0,180	-0,136	-0,039	-0,014	-
31	307,9	474,6	10,0	176	77	13	62	-0,340	-0,030	-0,025	-0,026	-
32	309,1	496,8	12,4	185	68	13	87	-0,170	-0,170	-0,019	-0,015	-
33	-	-	-	163	82	10	57	-0,250	-0,230	-0,035	-0,028	Rechupe
34	310,1	470,6	19,5	179	73	17	90	-0,240	-0,150	0,002	-0,023	
Média	314,0	492,6	14,0	178	71	13	80	-0,124	-0,111	-0,021	-0,019	-
D.P.	10,8	48,4	3,3	10	9	4	13	0,146	0,070	0,021	0,006	-

Em termos de composição química, as alterações mais relevantes em relação aos resultados anteriores são as que dizem respeito ao teor em magnésio. Agora, nenhuma amostra apresenta concentrações deste elemento superiores ao limite máximo, mas 5 amostras (1 dos primeiros vazamentos e 4 dos últimos vazamentos) apresentam valores inferiores ao limite mínimo. Em termos da forma da grafite, a redução do nodularizante não se traduziu numa diminuição significativa da percentagem média de grafite do tipo VI, embora os menores valores individuais deste parâmetro correspondam geralmente a amostras com menos magnésio.

Apesar da redução da quantidade de nodularizante permitir uma redução de custos de produção sem perda significativa das características das peças vazadas, algumas amostras continuam a apresentar rechupes e valores de tensão de rotura demasiado elevados.

Adicionalmente, quase todas as amostras analisadas (colheres 1 a 34) apresentam percentagens de ferrite e valores de alongamento em tração uniaxial inferiores aos valores

mínimos estabelecidos para a liga. Uma possível explicação para isto é as amostras utilizadas nos ensaios terem sofrido um arrefecimento demasiado rápido que, como já foi referido anteriormente, favorece a formação de cementite. Este efeito da velocidade de arrefecimento pode ser comprovado pela comparação das imagens da microestrutura de amostras arrefecidas até à temperatura ambiente no interior da moldação, com as de amostras desmoldadas após 30 minutos do vazamento, apresentadas na figura 45. Enquanto que a primeira amostra apresenta uma microestrutura essencialmente ferrítica, a segunda amostra apresenta uma elevada quantidade de perlite que lhe confere um valor de tensão de rotura e de dureza substancialmente superior e alongamento bastante inferior (762,8 MPa, 255 HB e 5,32 % de alongamento na segunda amostra e 489,2 MPa, 170 HB e 14,4 % de alongamento na primeira amostra).

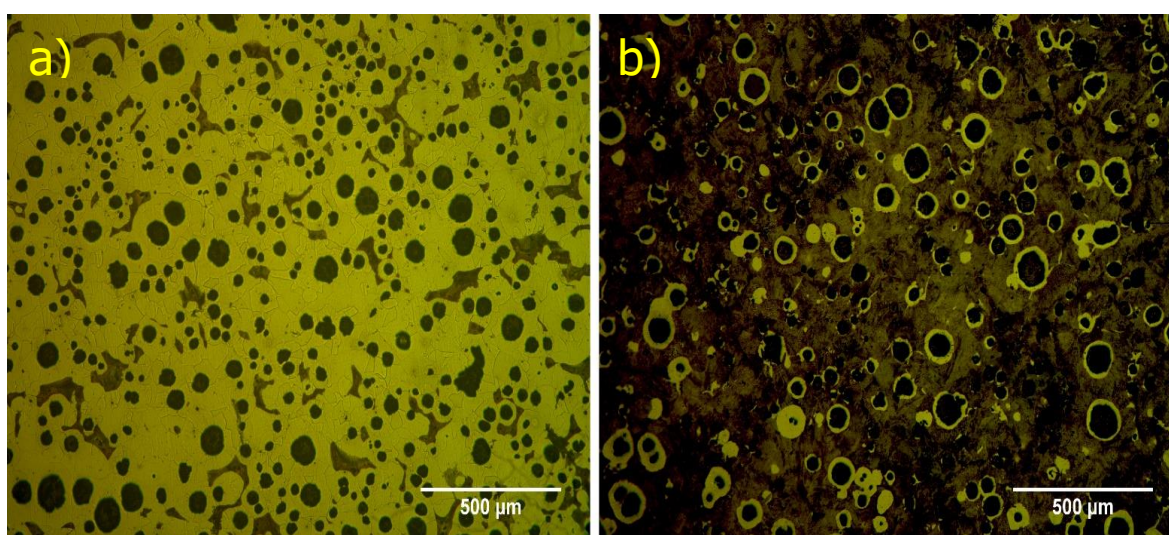


Figura 45 - Imagens obtida por microscopia ótica da microestrutura de amostras (preparadas com ataque químico) arrefecidas com velocidades distintas. a) Amostra arrefecida até à temperatura ambiente no interior da moldação (13% de perlite); b) amostra desmoldada após 30 min do vazamento (75 % de perlite).

Neste contexto, foram obtidas novas amostras utilizando as mesmas quantidades de nodularizante, inoculante e sucata de aço que nos vazamentos das colheres 31 a 34, mas com moldações diferentes das iniciais. Estas novas moldações (figura 46) possuem um sistema de gitagem e um isolamento térmico maior que, permitindo um arrefecimento das amostras bastante mais lento do que as moldações originais, favoreceram o desenvolvimento de uma microestrutura praticamente isenta de perlite, como mostra a figura 47.



Figura 46 - Moldação utilizada na obtenção das amostras das colheres 35 a 37

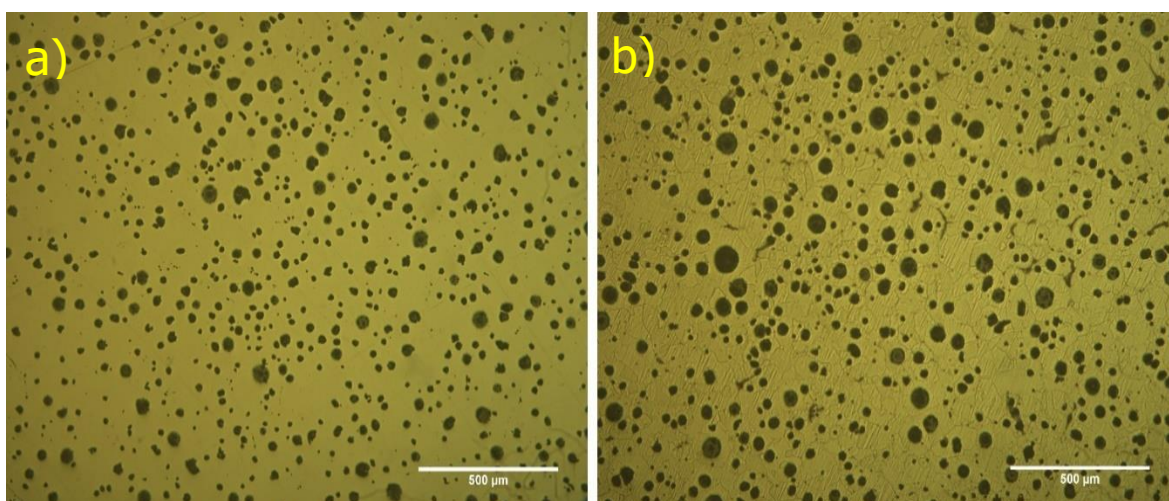


Figura 47 - Imagens obtidas por microscopia ótica da microestrutura de uma amostra obtida com a nova moldação a) após polimento e b) após polimento e ataque químico.

Os resultados das análises efetuadas às amostras obtidas com estas novas moldações são apresentados nas tabelas 16 e 17 e mostram, como era esperado, uma melhoria substancial dos valores médios das propriedades mecânicas em geral e, em particular, do alongamento. Na realidade, embora o número de amostras preparadas com as novas moldações seja relativamente pequeno, todos os valores médios dos parâmetros mecânicos e microestruturais obtidos estão dentro das especificações determinadas para a liga em estudo pela norma ou pela empresa. Isto mostra que a excessiva velocidade de

arrefecimento das amostras das colheres 1 a 34, ao favorecer a formação de cementite, esteve na origem dos valores das propriedades mecânicas destas amostras fora do intervalo pretendido e deverá ter contribuído para o aparecimento de rechupes observado em algumas amostras.

Tabela 16 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no primeiro vazamento das colheres 35 a 37. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{máx}$, $Si_{máx}$, $Mn_{máx}$, e $Mg_{máx}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.

Primeiro vazamento												
-	Tensão cedência (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	Ferrite (%)	Grafite (%)	Forma tipo VI (%)	Δ C (%)	Δ Si (%)	Δ Mn (%)	Δ Mg (%)	Obs.
Máx.	350	500	-	185	-	-	-	C _{máx}	Si _{máx}	Mn _{max}	Mg _{máx}	
Min.	250	400	15	135	80	-	85	C _{máx} - 0,2	Si _{máx} - 0,2	-	Mg _{máx} -0,02	
Colher	-											
35	266,6	411,0	22,4	158	83	9	92	-0,260	-0,028	-0,025	-0,019	-
36	242,0	434,3	28,1	165	80	16	95	-0,230	-0,215	0,013	-0,016	
37	244,7	421,2	24,7	163	86	11	94	-0,180	-0,069	-0,024	-0,023	
Média	251,1	422,2	25,1	162	83	12	94	-0,223	-0,104	-0,012	-0,019	-
D.P.	13,5	11,7	2,9	4	3	4	2	0,040	0,098	0,022	0,004	-

Tabela 17 - Resultados da caracterização mecânica e microestrutural realizada nas amostras obtidas no último vazamento das colheres 35 a 37. Na tabela são também apresentados os teores em carbono, silício, manganês, magnésio (ΔC , ΔSi , ΔMn e ΔMg) relativamente aos valores máximos ($C_{máx}$, $Si_{máx}$, $Mn_{máx}$, e $Mg_{máx}$) definidos pela empresa para a liga em estudo. D.P. – desvio padrão dos valores.

Último vazamento												
-	Tensão cedência (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	Ferrite (%)	Grafite (%)	Forma tipo VI (%)	Δ C (%)	Δ Si (%)	Δ Mn (%)	Δ Mg (%)	Obs.
Máx.	350	500	-	185	-	-	-	C _{máx}	Si _{máx}	Mn _{max}	Mg _{máx}	
Min.	250	400	15	135	80	-	85	C _{máx} - 0,2	Si _{máx} - 0,2	-	Mg _{máx} -0,02	
Colher	-											
35	250,9	411,7	30,6	143	81	7	93	-0,180	0,005	-0,027	-0,025	-
36	268,6	415,4	27,0	154	79	18	93	-0,140	-0,235	0,013	-0,020	
37	246,4	418,7	21,4	147	84	18	95	-0,100	-0,051	-0,024	-0,027	
Média	255,3	415,3	26,3	148	81	14	94	-0,140	-0,094	-0,012	-0,024	-
D.P.	11,7	3,5	4,6	6	3	6	1	0,040	0,126	0,022	0,003	-

Capítulo 4 – Conclusões

Neste trabalho, foi estudado o efeito da composição química do fundido e das condições de vazamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular EN-GJS-400-15 produzido pela empresa DuritCast.

Para tal foram acompanhados os vazamentos de 37 colheres da liga através de análises químicas ao fundido e caracterizações mecânicas e microestruturais a amostras obtidas no primeiro e último vazamento de cada colher. Nas análises químicas ao fundido incidiu fundamentalmente na determinação do teor em carbono pelo método da combustão direta e das concentrações de silício, manganês e magnésio por espectroscopia de emissão ótica. Por sua vez, a caracterização microestrutural das amostras vazadas envolveu a determinação por microscopia ótica da percentagem volúmica de ferrite e de grafite e a fração de grafite com forma do tipo VI. Para a caracterização das propriedades mecânicas das amostras foram utilizados ensaios de tração uniaxial e de dureza que permitiram determinar a tensão de cedência, tensão de rotura, alongamento e dureza Brinell.

Os resultados obtidos permitiram concluir que o fundido nos últimos vazamentos das colheres iniciais (colheres 1 a 19) apresentava frequentemente teores em magnésio inferiores aos especificados pela empresa. Para contrariar esta tendência, foram introduzidas as seguintes alterações ao processo:

- a) Redução do tempo máximo de duração do transvaze do forno para as colheres de vazamento;
- b) Controlo mais preciso da quantidade de metal líquido transferido para cada colher de vazamento;
- c) Inspeção do interior da colher de vazamento antes do transvaze, garantindo que o degrau onde é colocado o nodularizante e o inoculante se encontra em bom estado;
- d) Substituição parcial do inoculante 1 (Inocolin 250) pelo inoculante 2 (Topseed);
- e) Substituição das moldações utilizadas para a obtenção dos provetes por outras com maior isolamento térmico.

Estas alterações conduziram a um aumento, por vezes excessivo, do teor magnésio no fundido e à formação de rechupes durante a solidificação. Este aumento da concentração de magnésio foi compensado com uma redução de até 15 % da quantidade de

nodularizante adicionado a cada colher de vazamento, sem perda significativa das características das amostras.

Foi também verificado que os resultados dos ensaios mecânicos realizados nas amostras obtidas das colheres 1 a 34 foram influenciados por uma velocidade de arrefecimento excessiva que, ao favorecer a formação de cementite em vez de grafite, conduziu a elevados valores de tensão de rotura e dureza e a valores de alongamento bastante inferiores aos exigidos pela norma. Estas dificuldades foram ultrapassadas pela utilização de novas moldações que, garantindo um arrefecimento mais lento das amostras, permitiram reduzir a quantidade de perlite formada e obter amostras que apresentaram as características microestruturais e mecânicas pretendidas.

Capítulo 5 – Sugestões para trabalho futuro

Do ponto de vista pessoal e profissional, este trabalho permitiu-me um grande enriquecimento, tendo-me possibilitado colocar em prática muito do conhecimento adquirido ao longo minha formação universitária.

Por outro lado, as condicionantes que poderiam por em causa a realização deste trabalho (como por exemplo, a impossibilidade de ter o sistema de produção da empresa exclusivamente dedicada para a realização deste trabalho) foram ultrapassadas com sucesso através da ajuda de todos e de uma grande disponibilidade da empresa. Na realidade, a relação estabelecida com todos os colaboradores e a sua contribuição para este trabalho não podia ter sido maior nem melhor.

No entanto, o tempo disponível para a realização do estágio não permitiu realizar todo o trabalho que desejava e que a seguir indico na forma de sugestão para trabalho futuro:

- Acompanhamento de um maior número de colheres de vazamentos, utilizando as novas moldações;
- Análise do efeito da substituição (economicamente vantajosa) do inoculante 1 pelo inoculante 2, em proporções superiores à utilizada neste trabalho;
- Estudo do efeito da utilização de inoculantes contendo outros elementos desoxidantes e/ou dessulfurantes;
- Estudo do efeito de reduções mais significativas de nodularizante adicionado às colheres de vazamento na microestrutura e propriedades mecânicas da liga.

Referências bibliográficas

- [1] H. Colpaert, Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns, 4ª ed., Blucher, São Paulo, 2008.
- [2] W. D. Callister e D. G. Jr. Rethwisch, Materials science and engineering: an introduction, 7ª ed., John Wiley & Sons, 2007.
- [3] Chiaverini, Aços e ferros fundidos, 7ª ed., Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, 2012.
- [4] J. H. Davidson, Microstructure of steels and cast irons, Springer, New York, 2004.
- [5] W. F. Hosford, Iron and steel, 1ª ed., Cambridge University Press, 2012.
- [6] I. Riposan, M. Chisamera, R. Kelley, M. Barstow e R.L. Naro, Magnesium-sulfur relationships in ductile and compacted graphite irons as influenced by late sulfur additions, AFS transactions, 3, 2003.
- [7] A.V. Seabra, Metalurgia geral, 3ª ed., Laboratório Nacional de Engenharia Civil, 2002.
- [8] G. W.L., Propriedades mecânicas dos ferros fundidos, Blucher, 2009.
- [9] U.V. Patel, Effect of inoculation on microstructure and mechanical properties of nodular cast irons, Dissertação de Mestrado, Ganpatt University, 2015
- [10] http://www.ask-chemicals.com/fileadmin/user_upload/imagery_docs/press/Professional_Articles/EN/Inoculation_of_cast_iron.pdf (acedido em 16/11/2017)
- [11] [http://foundrygate.com/upload/artigos/Common Metallurgical Defects in Ductile Cast Iron.pdf](http://foundrygate.com/upload/artigos/Common_Metallurgical_Defects_in_Ductile_Cast_Iron.pdf) (acedido em : 28/10/2017).
- [12] M. Holtzer, M. Górný e R. Daňko, Microstructure and properties of ductile iron and compacted graphite iron castings - the effects of mold sand/metal interface phenomena, 1ª ed., Springer, New York, 2015.
- [13] International standard - ISO 945-1:2008 - microstructure of cast irons — Part 1: graphite classification by visual analysis.
- [14] ASTM A247 - standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings, ASTM.
- [15] European standard DIN EN 1563:1997 - spheroidal graphite cast iron.
- [16] J. M. G. de Carvalho Ferreira, Tecnologia da fundição, 2ª ed., Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 2007.
- [17] Manual de utilizador do equipamento LECO TC-400 série 4335, LECO Corporation.

[18] D.A. Skoog, F.J. Holler e T.A. Nieman, Principles of Instrumental analysis, 5ª ed., Brooks/Cole, United States, 1998.

[19] https://www.heraeus.com/media/media_hen/media_hen/products_hen/iron/thermal_analysis_of_cast_iron.pdf, (acedido em 28/10/2017).